

热障涂层演变、失效理论及模型建立研究进展

王志平^{1,2}, 战金滢^{1*}, 刘延宽¹, 王璐璐^{2,3}

(1.中国民航大学 天津市民用航空器适航与维修重点实验室, 天津 300300;
2.沈阳工业大学, 沈阳 110870; 3.中国南方航空公司, 沈阳 110169)

摘要: **目的** 热障涂层 (Thermal Barrier Coatings, TBCs) 是用于保护热端部件的功能性涂层, 但在复杂工况的影响下易于呈现提前破坏和过早失效的特点。以应用最广泛的钇稳定氧化锆 (YSZ) 双层热障涂层系统为例, 阐述其服役过程中的结构和性能演变, 分析失效机理, 总结寿命预测模型并介绍相关模拟技术。**方法** 分别对经历不同条件高温氧化实验后的热障涂层开展元素渗透引起的界面微观结构变化、随反应进行发生的界面宏观结构变化以及高温引起的涂层本征性能变化分析, 并且基于多种热力学实验结论和断裂力学、损伤力学等理论, 结合有限元模拟手段, 研究涂层内部结构变化过程, 选用不同种类的标准有限元模型, 建立条件选择方法以及典型的动态模拟扩展技术, 观察裂纹导致涂层断裂等过程。**结果** 总结了目前常用的唯象寿命模型、断裂力学模型和损伤力学模型等失效寿命理论模型, 提出相关失效评价方法。**结论** 随着航空发动机效率的不断提高, 热障涂层必须面对更高的进气温度和更严峻、更复杂的工况, 需要进一步丰富失效理论、完善失效寿命模型、仿真手段和相应数据库, 同时其在开发新材料、新结构、新工艺、涂层组织纳米化等方面也有很大的研究和发展空间。

关键词: 热障涂层; 结构演变; 性能演变; 失效理论; 寿命预测; 有限元分析

中图分类号: TG174 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2023)09-0039-24

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2023.09.004

Research Progress on Thermal Barrier Coating Evolution, Failure Theory and Modeling

WANG Zhi-ping^{1,2}, ZHAN Jin-ying^{1*}, LIU Yan-kuan¹, WANG Lu-lu^{2,3}

(1. Tianjin Key Laboratory of Civil Aircraft Airworthiness and Maintenance, Civil Aviation University of China, Tianjin 300300, China; 2. Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China;
3. China Southern Airlines, Shenyang 110169, China)

ABSTRACT: Thermal barrier coatings (TBCs) are functional coatings used to protect hot-end components, but they are prone to advanced damage and premature failure under the effect of complex working conditions. With yttrium stabilized zirconia (YSZ) double-layer thermal barrier coating system as an example, the evolution of structure and performance during its service process is described, the failure mechanism is analyzed, the life prediction model is summarized and the relevant simulation techniques are introduced.

The interfacial microstructure changes caused by element penetration, the interfacial macrostructure changes with the

收稿日期: 2022-05-30; 修订日期: 2022-09-08

Received: 2022-05-30; Revised: 2022-09-08

基金项目: 天津市教委科研计划 (2020KJ016); 国家重点研发计划项目 (2019YFB1311100)

Fund: Scientific Research Project of Tianjin Education Commission (2020KJ016); National Key R&D Program of China (2019YFB1311100)

引文格式: 王志平, 战金滢, 刘延宽, 等. 热障涂层演变、失效理论及模型建立研究进展[J]. 表面技术, 2023, 52(9): 39-62.

WANG Zhi-ping, ZHAN Jin-ying, LIU Yan-kuan, et al. Research Progress on Thermal Barrier Coating Evolution, Failure Theory and Modeling[J]. Surface Technology, 2023, 52(9): 39-62.

reaction and the intrinsic properties of the coating caused by high temperature were analyzed for the thermal barrier coatings after high temperature oxidation experiments under different conditions. Based on a variety of thermodynamic experimental conclusions and fracture mechanics, damage mechanics and other theories and combined with finite element simulation methods, the internal structure change process of the coating was studied. Different types of standard finite element models were selected to establish condition selection methods and typical dynamic simulation expansion techniques to observe the process of coating fracture caused by cracks.

A typical two-layer thermal barrier coating system with the material YSZ as the top coat and MCrAlY as the bond coat was taken to introduce the interfacial microstructural changes caused by elemental penetration, the interfacial macrostructural changes occurring with the reaction, and the intrinsic property changes of the coating due to high temperature phase transformation and sintering phenomena occurring during the service of the coating, and the interfacial changes occurring in the thermal barrier coating system under thermal exposure environment. The method of evaluating the interfacial structure with relevant parameters such as thickness and interfacial roughness of thermally grown oxide (TGO) was summarized. These changes evolved with thermal exposure and eventually led to coating failure. The failure theory of thermal barrier coatings was briefly described, and the dynamic stress evolution with residual and growth stresses as the main sources of failure stresses was introduced. The nature of typical stress-driven coating failure was summarized, i.e., coating failure was essentially a fracture phenomenon caused by crack nucleation, extension and kinking within the material, and therefore fracture mechanics parameters such as stress intensity factor K and energy release rate G could be used as common failure prediction. In order to quantify the degree of coating damage and predict the coating failure life, based on various thermo-mechanical experimental findings and theories such as fracture mechanics and damage mechanics, the commonly used life prediction models were summarized, including the phenomenological life model, fracture mechanics model and damage mechanics model. To get closer to the actual work of thermal barrier coatings and correctly understand the stress evolution and failure mechanism of thermal barrier coatings, the methods of establishing various standard finite element models and the selection criteria of relevant parameters were summarized. The theoretical basis of three commonly used dynamic simulation crack propagation techniques was introduced, and the virtual crack closure technique (VCCT) was used to analyze the advantages and disadvantages of the extended finite element method (XFEM) and cohesive zone model (CZM).

Currently, with the pursuit of higher aero-engine efficiency, thermal barrier coatings must face higher inlet temperature and more severe and complex operating conditions. Based on further enriching the failure theory, improving the failure life model, simulation means, and corresponding database, there is much research and development space for thermal barrier coatings in development of new materials and structures, update of new processes, and nano-organization of coating tissues.

KEY WORDS: thermal barrier coating; structural evolution; property evolution; failure theory; life prediction; finite element analysis

由于进一步提高航空发动机效率需要提高其进气温度,为防止相关部件性能恶化、延长使用寿命,热障涂层(Thermal Barrier Coatings, TBCs)系统多年来一直应用于先进燃气轮机、航空发动机叶片等热端部件表面,以保护基材免受高温瞬态和环境的影响^[1-2]。高性能热障涂层一般满足以下几点要求^[3]:高熔点;低导热系数;与基材匹配的热膨胀系数(Coefficient of Thermal Expansion, CTE);低烧结速率;工作温度和环境温度下无相变;化学惰性;与基材良好的粘附性。

由于TBC系统在使用过程中需要应对长时间高温氧化、周期性热-机械载荷、外界环境冲蚀等复杂工况,涂层发生相变、本征性能改变和宏观结构变化,在实际服役中表现出过早破坏的特点。因此,对热障

涂层失效模式的分析和使用寿命的评估是学者们的重要研究内容之一。

分析涂层失效模式需要从导致TBC系统失效的因素入手,其主要因素一般为:残余应力;热生长氧化物(Thermally Grown Oxide, TGO)生长应力;高温烧结;相变;环境沉积物(主要成分为CaO、MgO、Al₂O₃和SiO₂,简称CMAS)。残余应力是导致TBC失效的主要因素之一^[4-5],主要包括淬火应力、热失配应力和相变应力等;涂层晶粒形态、冷却速率、液固相变和热生长氧化物等因素亦对残余应力有所贡献。上述失效因素在热端部件实际工作中非线性耦合,导致热障涂层在服役过程中承受应变集中、应力波动、材料性能变化和内能变化,发生弹性屈曲、机械失稳,最终过早失效,无法完成服役。

Wang 等^[6]认为, 可靠性和耐久性决定 TBC 使用寿命的 2 个关键因素。可靠性要求 TBC 具有高粘结强度、高热绝缘能力、低残余应力和优异的抗高温氧化性; 耐久性则要求 TBC 在实际操作条件下要有足够长的使用寿命^[6-7]。TBC 的寿命预测模型分为基于实验结论的经验模型和基于物理/力学或二者耦合的理论模型^[8]。一般地, 使用恒温热氧化、氧化热循环、热冲击等热暴露实验手段, 拉伸实验、压缩实验等力学实验手段, 以及凹槽实验、等温中断实验、热机械疲劳实验、加速实验等^[1,9-11]热-力耦合实验手段建立经验寿命模型。Zhang 等^[12]研究了 1 050 °C 恒温氧化下电子束-物理气相沉积 (Electron Beam Physical Vapor Deposition, EB-PVD) 热障涂层的热疲劳效应和失效模式的转变及其转变原因; 结合仿真建模建立了基于 TGO 厚度的损伤累积寿命模型。Evans 等^[13]基于 EB-PVD 涂层系统的特定失效机制, 以结合层表面临界粗糙度振幅为关键参数, 建立了假定当多层裂纹在面层/TGO/结合层区域汇聚时发生失效的寿命模型。

建立基于物理/力学理论的应力模型也是预测涂层寿命的有效方法。周思博等^[14]基于弹性力学理论, 推导出考虑 TGO 生长及形貌、CMAS 沉积、温度变化和材料参数失配的临界界面应力分布的解析解, 根据应力演化预测了临界界面处裂纹的萌生扩展。Zhang 等^[15]在估算平面内/外拉应力导致的沿顶层/TGO 界面裂纹形成、扩展、扭结增长率时, 利用顶层/TGO 界面谷位置的有限应力来拟合所提出的应力模型参数, 采用断裂韧性评价裂纹生长速率, 计算表明裂纹在生长的后期会加快扩展速度; 此外需要注意, 描述界面粗糙度分布的几何参数也是确定残余应力分布的关键。

近年来, 更多先进技术被用来完善研究, 如拉曼光谱技术^[16-18]、衬底曲率测量技术^[19-20]、基于机器视觉的红外图像处理等数字图像相关的图像处理技术^[21-24]、有限元模拟技术^[25-28]等。其中, 有限元模拟技术利用数学近似的方法对真实物理系统进行模拟, 具有精度高、对复杂形貌的适应性强、求解过程方便有效等特点, 可增进对热障涂层在不同工作条件下产生的不同现象之间的复杂相互作用的理解。Baker 等^[29]回顾了热障涂层系统建模的关键模型。通过深入了解应力产生的不同原因 (CTE 失配、TGO 生长、应力松弛、基底压缩等), 进行建模参数的决策 (模型的维度、界面间几何形状、材料参数的选择等) 并从现有的研究中分析总结参数使用规律。Zhu 等^[30]将有限元模拟技术与压缩实验的实验手段相结合, 实现了对界面结合能的定量表征, 将有限元的应用扩大到了能量领域。

本综述致力于归纳钇稳定氧化锆热障涂层系统在服役时发生的复杂变化, 整理相关结论, 总结现阶段

涂层界面失效理论和使用寿命预测相关方法, 并对热障涂层失效机理和寿命预测的未来研究方向进行展望。

1 热障涂层结构及演变

1.1 热障涂层系统典型结构

热障涂层系统具有典型的层状结构, 其制备的基本思路是将具有高熔点和低导热性的陶瓷材料和增强层间结合强度的金属材料以一定方式依次覆盖于高温合金或其他需要保护的材料表面。此陶瓷材料保护层通常被称为面层 (Top Coat, TC) 或陶瓷层, 层间金属层被称为粘结层 (Bond Coat, BC), 被保护的材料则称为基体 (Substrate)。制备金属粘结层的目的是在增强陶瓷层与基底界面结合强度的同时降低 2 层之间热膨胀系数差异导致的影响。根据不同的需求, 粘结层可设计为单粘结层^[31]、双层粘结层^[32]、梯度粘结层^[33]或多层复合粘结层^[34]等。

目前研究最深入、应用最广泛的热障涂层是以氧化钇稳定 (质量分数一般为 6%~8%) 的氧化锆, 即 (Yttria Stabilized Zirconia, YSZ) 作为陶瓷面层材料, MCrAlY 合金 (M 为 Ni、Co 等金属) 作为金属粘接层材料的双层结构热障涂层体系^[35-37]。陶瓷层作为面层, 主要作用为隔热和抗氧化腐蚀; 金属粘接层作为底层, 能够改善金属基体与陶瓷层之间因热膨胀系数差异而产生的问题, 同时还能起到阻止基体元素扩散的作用^[38-39]。

在高温服役过程中, 粘结层内活性物质与穿过陶瓷层的氧元素发生反应, 热障涂层结构发生普适变化, 陶瓷层与粘结层间形成热生长氧化物层, 严重影响 TBC 系统力学性能和使用寿命^[40]。TGO 的成分、厚度和形态均会随着服役时间增长而变化, 是导致热障涂层失效的主要因素之一。许多研究甚至认为 TGO 厚度可以直接反应 TBC 系统状态, 可以将此厚度指标作为量化 TBC 服务性能失效的标准^[10,41-42]。

1.2 热障涂层界面结构变化

1.2.1 热障涂层界面微结构演化

界面微结构演变主要指在服役过程中, 氧元素通过陶瓷层孔隙和晶格空位抵达界面, 引发界面处的物相变化和选择性内氧化, 通常表现为化学元素的迁移和相组成的变化。热障涂层界面在演化初始阶段形成的孔隙可充当额外熔池吸收和储存偏析杂质^[43], 改变界面微结构并严重降低涂层界面的结合强度^[44]。图 1 展现了典型热障涂层界面微观结构在 1 100 °C 恒温氧化下的演变, 分别总结了陶瓷层/粘结层界面和粘结层/基体界面微结构的变化。这种变化可大致概括为 Al_2O_3 的产生与发展、TGO 的分层 (分层为 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和 Cr_2O_3) 并形成尖晶石相

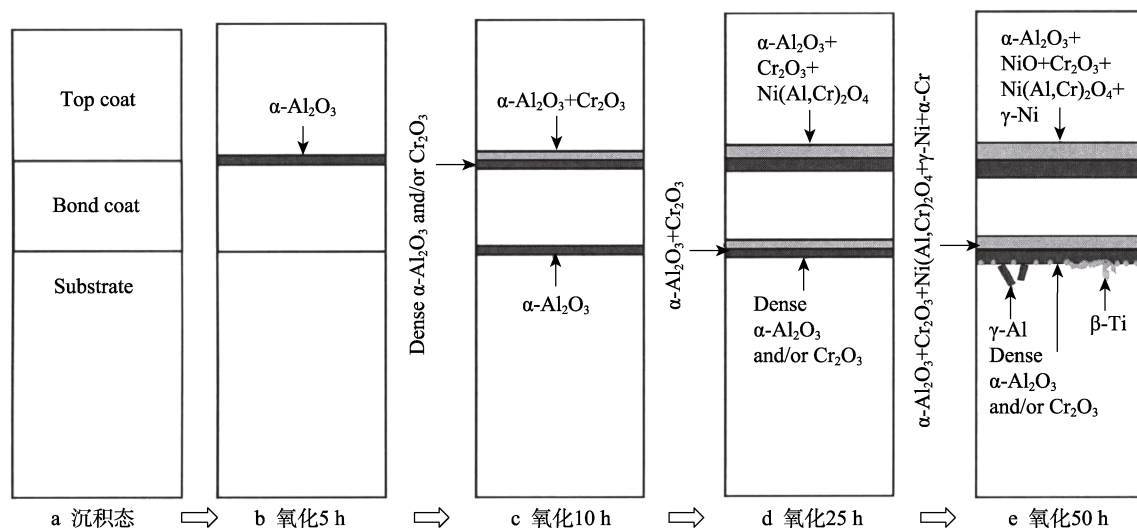


图1 PS热障涂层界面微观结构随1100℃恒温氧化0~50h的演变过程示意图^[43]

Fig.1 Schematic diagram of evolution process of interfacial microstructure of PS thermal barrier coating with constant temperature oxidation at 1100 °C for 0 ~ 50 hours^[43]: a) as sprayed; b) oxidation for 5 hours; c) oxidation for 10 hours; d) oxidation for 25 hours; e) oxidation for 50 hours

($\text{Ni}(\text{Al,Cr})_2\text{O}_4$ 和 NiO) 以及单质金属相 ($\gamma\text{-Ni}$, $\alpha\text{-Cr}$, $\gamma\text{-Al}$, $\beta\text{-Ti}$) 的析出。

氧化初期, Grabke 等^[45]及 Brumm 等^[46]研究发现不同晶型 Al_2O_3 的形成与氧化的温度有关。在 700~850 °C, 首先形成 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$; 在 850~1050 °C, $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 快速生长; 在 1100 °C 及以上温度时, 会迅速生成 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ^[47]。综上, 当温度不够高或氧化时间较短时, 金属粘结层生成的 TGO 会发生相变。这种相变发生体积膨胀, 在 TGO 层无应力或压应力较小的状态下, 可能会引发界面失效^[48-49]; 如果本身 TGO 处于压应力状态, 则会补偿压应力, 降低氧化膜应力水平, 从而延长涂层寿命^[50]。

1.2.2 热障涂层界面宏观结构变化

在热障涂层服役过程中, 热生长氧化物的生成和发展是影响涂层整体耐久性的重要因素。随着热暴露的进一步深入, TGO 的形貌发生变化并导致涂层结构发生明显改变, 这种界面几何形貌的变化被称为热障涂层的界面宏观结构变化。这种变化是由 TGO 生长机制决定的, 通常从 TGO 的厚度和 TGO 的界面粗糙度 2 个方面进行衡量。

1.2.2.1 TGO 厚度

TGO 是由扩散的铝元素和陶瓷层孔隙中的氧元素相结合而成的。随着氧化时间的延长, TGO 在 TC 和 BC 间显著增长。根据阿伦尼乌斯方程, 建立等温氧化条件下 TGO 厚度生长的氧化动力学方程^[51-52]:

$$\delta = \left\{ \exp \left[\frac{\Delta H}{R} \left(\frac{1}{T_0} - \frac{1}{T} \right) \right] t \right\}^n \quad (1)$$

式中, δ 为 TGO 层厚度, t 为氧化时间, T 为氧化的绝对温度, R 为均匀气体常数, ΔH 为活化能, T_0 为温度常数, n 为材料常数。

随着粘结层的渐进氧化, Evans 等^[13]指出, 在失效发生剥落前, TGO 的生长基本呈抛物线状:

$$h^2 = 2k_p t \quad (2)$$

式中, h 为厚度, t 为时间, k_p 为抛物线速率常数, 由材料的特性决定。Zhang 等^[15]指出, 抛物线公式主要适用于恒温氧化下; 为更好地符合实际工况, 将随时间变化的循环温度行为纳入考虑范围, 并拟合实验得到的参数^[53-54], 得到表征循环载荷下平均 TGO 厚度公式:

$$d_{\text{TGO}} \approx d_{\text{TGO}} + \frac{d}{dt} (d_{\text{TGO}}) \times \Delta t \quad (3)$$

$$\frac{d}{dt} (d_{\text{TGO}}) = P_{\text{TGO}} \times (A_{\text{TGO}} e^{Q_{\text{TGO}}/T} + A_0^{\text{TGO}}) t^{P_{\text{TGO}}-1} \quad (4)$$

式中, $A_{\text{TGO}} = 6.094 \times 10^{-18} \mu\text{m}/\text{min}P_{\text{TGO}}$, $Q_{\text{TGO}} = 0.025771/\text{K}$, $A_0^{\text{TGO}} = 0.01224 \mu\text{m}/\text{min}P_{\text{TGO}}$, $P_{\text{TGO}} = 0.5$ 。

根据式 (1) — (4) 可对恒温或循环热载荷下均匀生长的 TGO 厚度进行估计。实际上, TGO 并不能一味地均匀增厚, 这是因为根据实验条件的不同, TGO 的生长会发生波动, 呈现出各向异性的特点。同时, TGO 还会在热障涂层服役过程中发生形貌改变, 即 TGO 界面粗糙度产生变化。

1.2.2.2 TGO 界面粗糙度

热障涂层的多层结构导致其在热暴露过程中层内压应变和相关应变能发生变化, 因此 TGO 通过波动变形行为来释放能量, 降低应力水平。在此过程中, 因 TGO 层机械不稳定导致的界面几何形貌改变可通过界面粗糙度来衡量。

这种改变界面粗糙度的机械不稳定性通常分为“皱褶”(rumpling) 和“棘轮”(ratcheting) 2 种形式。皱褶效应或棘轮效应通常会加大涂层的粗糙程度, 导致陶瓷层与金属粘结层之间局部分离和开裂,

最终引起大规模屈曲和失效。大量研究将这 2 种效应合并进行分析^[55-60], 但 Evans 等^[61]认为, 区分这 2 种现象具有重要意义。二者主要的差异为所涉及的表面位移方向。皱褶与粘结层在界面位置向上和向下的位移有关, 而棘轮位移只是向下的, 即进入粘结层。如图 2 所示, 皱褶效应在没有陶瓷面层、仅有金属粘结层的涂层中表现显著; 这是因为 YSZ 陶瓷面层对粘结层向上运动施加了较大的机械约

束。在此约束下, 粘结层若想要形成皱褶, 要满足 2 个条件: 粘结层强度足够高以抵抗面层约束向上变形; 粘结层强度足够低以发生大变形。在这 2 个互相矛盾的要求下, 一个完整的热障涂层结构难以形成皱褶。因此, 相比之下, 仅向下进入粘结层的棘轮效应更易于发生, TGO 内的压应力可以通过向内运动来放松, 渗透的程度随着热循环次数的增加而增加。

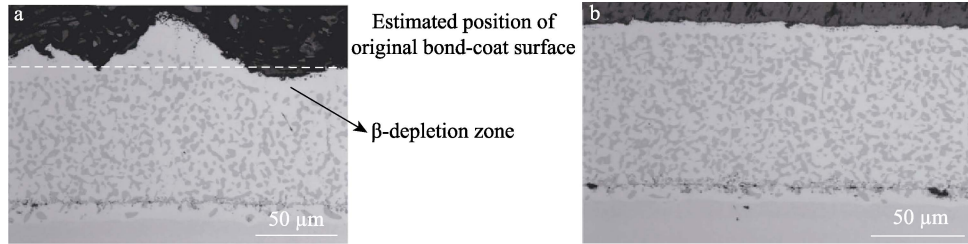


图 2 MCrAlY 粘结层经热循环后 a 没有 YSZ 顶层约束 b 有顶层约束时的褶皱^[61]
Fig.2 Rumpling of MCrAlY bond coating after thermal cycling: a) without YSZ top coating; b) with top coating^[61]

为减轻棘轮效应带来的棘轮损伤, 粘结层通常依靠蠕变释放应力。蠕变产生的宏观变形行为耦合棘轮效应的向下渗透行为, 最终使热障涂层在经历一定的热暴露后, 呈现出具有一定粗糙度的 TGO 层。为更好地衡量 TGO 层的波动状态, 引入系列几何参数定义 TGO 层的界面粗糙度。值得注意的是, 由于不同制备方法得到的 TBC 初始界面粗糙度不同, 相关的评估方式亦不相同^[53]。对于初始界面较平整、粗糙度较低的涂层, 可引入相关参数, 采取量化氧化后界面局部波动的方法; 对于初始界面不平整、粗糙度较高的涂层, 则采取简化初始界面为类正弦界面结合氧化后界面处单个局部缺陷的水平宽度来估计平均粗糙度的方法。

对于 EB-PVD 制备的热障涂层, 由于在制备过程中需对粘结层进行喷砂处理以去除晶界等残留, 使表面变平方便后续顶层沉积^[62-63], 所以其初始界面粗糙度较低, 涂层界面较平整, 故需要引入相关参数以表征界面粗糙度轮廓, 即界面波动幅度 (Interface Undulation Amplitude, 简称 A)^[64]和界面波动波长比 (L/L_0)^[53]。

界面波动幅度 A 用于表征界面的起伏程度, 通常使用评估界面轮廓的均方根 (root mean square, RMS) 定义^[65]:

$$A = \sqrt{2} RMS \quad (5)$$

$$RMS = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n y_i^2} \quad (6)$$

式中, n 为沿界面的数据点数, y_i 为界面相对于中段的当前坐标高度 (中段的高度定义为 0)^[53]。

根据 Wen 等^[53]的研究结果, 由于界面波动幅度随着热循环次数和温度的增加而增加 (如图 3 所示), 为更精确地表示振幅 A , Zhang 等^[15]将其与温度过程相关数据拟合, 将 A 表示为热循环次数 N 的函数如下:

$$A = \sqrt{2} (RMS_{\text{slope}} N + RMS_{\text{int}}) \times 10^{-6} \quad (7)$$

$$RMS_{\text{slope}} = 3.559 \times 10^{-25} \exp(0.036 \ 35T) \quad (8)$$

$$RMS_{\text{int}} = -0.010 \ 32T + 15.7 \quad (9)$$

式中, T 表示温度, 相关实验数据来源于 Wen 等^[53]的结果。振幅 A 作为寿命预测模型的参数, 随着温度的升高, 起伏增大。

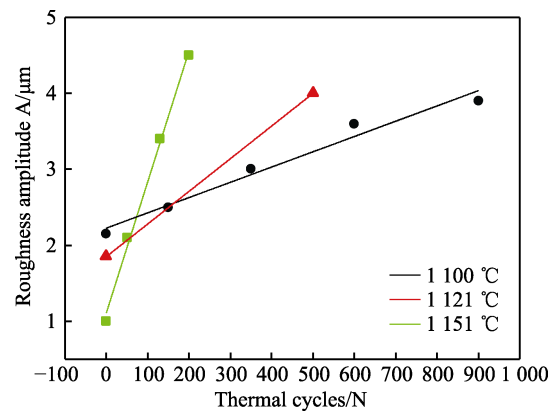
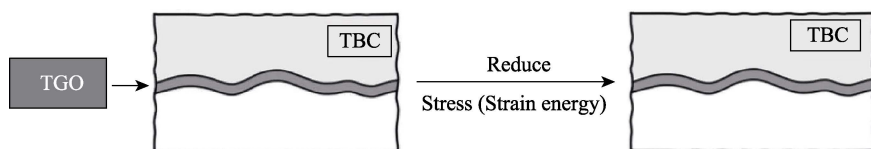


图 3 不同温度和热循环条件下振幅 A 的变化趋势^[15,53]
Fig.3 Trend of amplitude A under different temperature and thermal cycles^[15,53]

界面波动波长比 L/L_0 , 又称作弯曲度, 通常是 TGO 层受到面内压缩时, 为减小所受应力及相关应变能密度而依靠平面外位移延长自身形成的, 如图 4 所示。其中, L 为特定循环次数下的表面粗糙度曲线长度, L_0 为特定循环次数下的起点到终点的线性距离。由于 L/L_0 随温度和热循环次数变化而变化, 而根据上文所述, 热循环过程通常伴随明显的棘轮效应, 所以使仅通过比值定义界面粗糙程度的精确度有所下降。为更好地定义每个棘轮效应引发的渗透缺陷的宽度, Zhang 等引入了界面粗糙度宽度 (width of interfacial roughness, 简称为 W) 这一参数。

图4 受压的TGO层试图拉长^[13]Fig.4 Attempt of compressed TGO coating to elongate^[13]

如图5所示,实际粗糙度是每个单独突起的不规则高度随机分布形成的,但通常表现为椭圆形缺陷和三角形拓扑缺陷^[57]。因此,可以将凹凸不平的界面看作规则的椭圆形起伏或三角形起伏(图6),单独分析每个椭圆或三角形即可计算出界面粗糙度宽度 W 。对于三角形起伏,假设一个单个的界面粗糙度曲线和一个平坦的基边形成一个等腰三角形,定义基长 W 可以代表界面粗糙度处的水平宽度。2个斜边表示每个均匀粗糙度轮廓的长度,粗糙度的平均振幅代表等腰三角形 A 的高度,具体如图7a所示,公式如下:

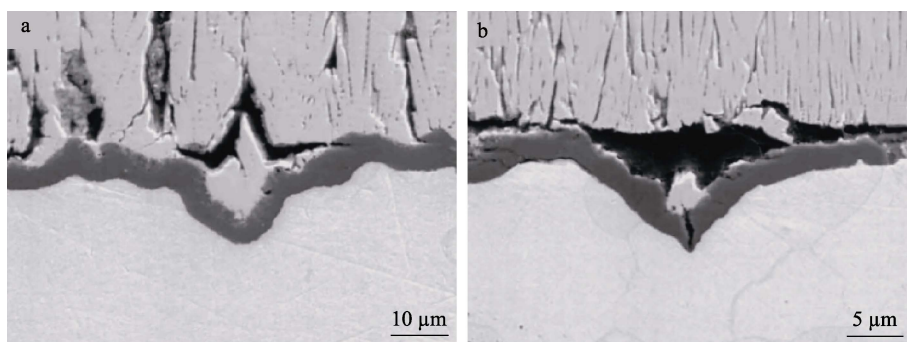
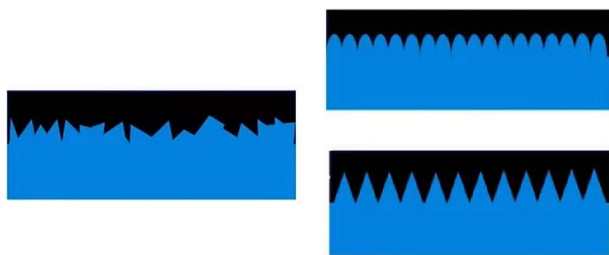
$$T_L = L/L_0 \quad (10)$$

$$b = T_L \times \frac{W}{2} \quad (11)$$

$$W = \frac{2A}{\sqrt{T_L^2 - 1}} \quad (12)$$

同样地,近似为椭圆形式的粗糙度宽度可以用长轴 W' 的长度来表示。可以通过结合振幅(长轴)和弯曲度(椭圆半周长的比值)来确定,具体如图7b所示:

$$W' = \frac{4A}{(2T_L + 2 - \pi)} \quad (13)$$

图5 高倍图像显示 a 椭圆和 b 三角形缺陷^[57]Fig.5 Higher magnification images: a) ellipse defect; b) triangle defect^[57]图6 根据扫描电镜图像绘制的2种等效模拟粗糙度轮廓^[8]Fig.6 Two ways of equivalent simulated roughness profile according to SEM images^[8]

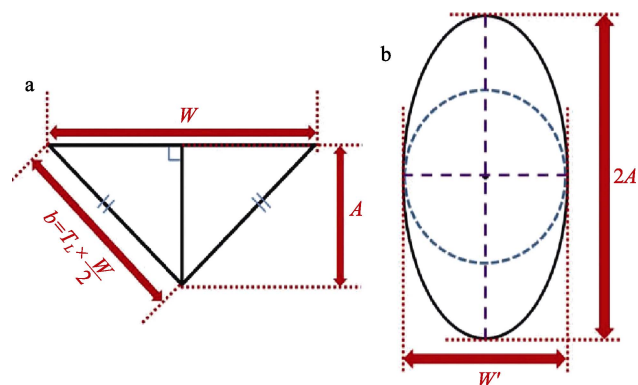
对于采取喷涂技术制备的热障涂层,由于涂层间主要依靠机械力来结合,所以需要更大的界面粗糙度以提供陶瓷面层和粘结层之间的机械连锁^[66-67],因而通常在制备涂层前对试样表面进行喷砂处理。同时,热喷涂技术具备的往复喷涂的制备特性也对界面的初始不平整有增强效果。

因此,对于以大气等离子喷涂(Air Plasma Spraying, APS)制备方式为代表的系列热喷涂涂层的界面粗糙度,通常被认为在热暴露过程中无明显变化,使用简

化的类正弦界面粗糙度的振幅和波长以及界面处单个局部缺陷的水平宽度来估计界面的平均粗糙度:

$$r = \frac{W_{APS}^2}{4\pi^2 A} \quad (14)$$

式中, A 表示局部缺陷的振幅, W_{APS} 是一个用于定义 APS-TBC 中局部缺陷的水平长度的参数,曲率

图7 界面粗糙度轮廓示意图 a 以三角形近似 b 以椭圆形近似^[8]Fig.7 Schematic diagram of interfacial roughness profile: a) approximated in triangle; b) approximated in ellipse^[8]

半径 r 被用来描述 APS-TBCs 中顶层与 BC 层界面上单个局部缺陷的水平宽度。

1.3 热障涂层本征性能演变

在高温热暴露环境下 (通常指在 1 000~1 200 °C 及以上), 热障涂层不仅在界面发生变化, 其本征性能亦有所改变, 这种变化在陶瓷面层中尤为明显。对于应用最为广泛的 YSZ 热障涂层, 其本征性能改变主要体现在 2 个方面: 热暴露下 YSZ 高温相变及烧结行为导致的烧结效应。

1.3.1 YSZ 高温相变

YSZ 在长期热处理过程中存在 t' 相 (不可转变的四方相) 转变为 t (tetragonal) 相和 c (cubic) 相的相变过程^[68-69]; 当温度高于 1 200 °C 时, YSZ 的相稳定性进一步下降^[70], t 相存在转变为 m (monoclinic) 相的可能, 形成 $t+c+m$ 相的混合物, 并引起 Y 元素含量的变化。具体转变机理如下:

首先, t_1 相和 c 相的小晶粒通过部分沉淀机制在退火过程中形成; 随后, 在更高的温度和更长的时间内, 形成 t_1+t+c 相混合区, 并开始有 m 相出现; 最后, 增强的扩散导致 t_1 晶粒生长到临界尺寸以上, 在冷却过程中转变为 m 相, 并在 Y_2O_3 缺陷处形成 t_2+m+c 相的混合物。

YSZ 相变带来的体积变化以及结构失稳会产生相应的应力, 是改变涂层内应力水平、影响涂层服役寿命的重要因素之一。

1.3.2 YSZ 烧结效应

YSZ 作为一种陶瓷面层材料, 在长期高温服役下晶粒长大, 涂层中孔隙、晶界和微裂纹减少, 体积收缩, 密度增加, 结构趋于致密。这一现象被称作 YSZ 的烧结现象, 因烧结现象引起的一系列性能和应力水平变化称作 YSZ 的烧结效应。

1.3.2.1 烧结现象

在陶瓷层烧结过程中, 根据制备工艺的不同, 典型的烧结现象亦有所不同。对于大气等离子喷涂得到的热障涂层陶瓷面层, 其主要表现为孔隙率 (porosity) 的降低^[71-72]。如图 8 所示, APS 涂层表面形貌在未烧结前呈现层片结构, 孔隙主要处于层间, 这是由于喷涂时粉末未能及时融化结合形成的。

随着热暴露时间的延长, 出现明显烧结现象, 孔隙率明显下降, 较大孔隙发展成线状, 层状结构逐渐不清晰^[74-75]。对于 EB-PVD 制备的热障涂层, 由于具有如图 9 所示^[76]的带有羽毛状结构的柱状晶结构, 烧结现象表现为羽毛状微结构柱闭合, 外柱表面变得光滑; 柱状晶粗化明显并相互结合, 形成烧结管径, 柱状结构逐渐退化。其烧结现象通常由柱状晶间空

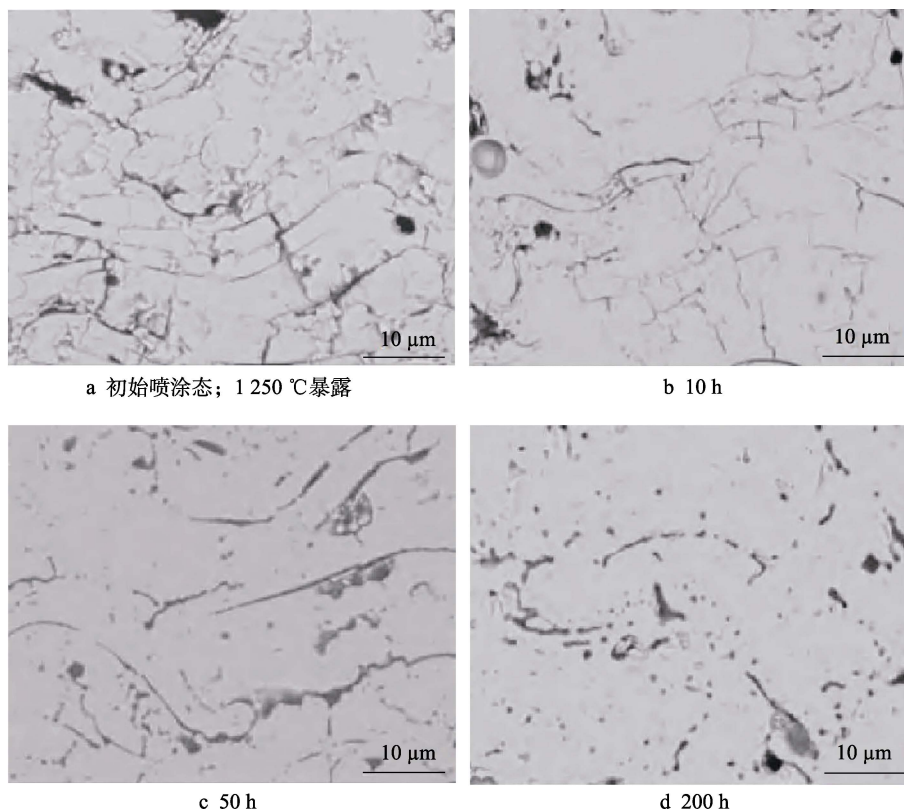


图 8 APS LZO 涂层在初始喷涂态和在 1 250 °C 下热暴露不同时间后的抛光截面图^[73]

Fig.8 Polishing cross section of APS LZO coating in initial spraying state and after heat exposure at 1 250 °C for different time^[73]: a) as-sprayed state; b) exposure at 1 250 °C for 10 h; c) exposure at 1 250 °C for 50 h; d) exposure at 1 250 °C for 200 h

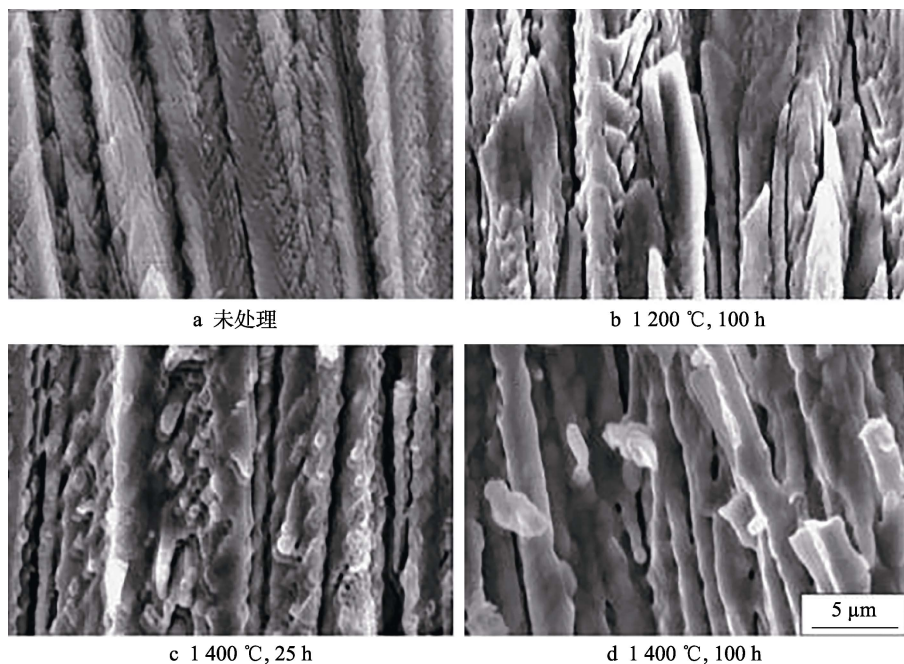
图9 EB-PVD热障涂层截面SEM图像^[76]

Fig.9 SEM image of cross section of EB-PVD thermal barrier coating^[76]: a) as-sprayed; b) 1 200 °C, 100 h; c) 1 400 °C, 25 h; d) 1 400 °C, 100 h

隙较小的地方局部产生，呈片状分散在涂层中；随着热暴露的深入，烧结区域增加并相互联结，形成块状烧结^[77]。

1.3.2.2 烧结效应

烧结带来的涂层微结构上的改变引起了涂层热学性能和力学性能的变化。涂层热学性能的变化，即热导率的变化^[78]，通常体现为随热暴露时间的增长、烧结现象的严重，涂层中孔隙减少，热导率上升，且上升速度随时间推移而下降^[71]。热导率的上升将降低热障涂层的隔热性能，加速系统失效。涂层力学性能的变化由结构致密化引起，导致涂层刚度上升和界面韧性下降，降低涂层整体的应变耐受，引发系统破坏。

烧结不可避免地增加涂层结构间（无论是APS系统的层状结构还是EB-PVD系统的柱状结构）强度并致密化，从而导致涂层力学性能的改变，其中弹性模量（Elastic modulus, E ）和硬度（Hardness, H ）

变化显著。刘胜利等^[77]通过 Oliver-Pharr 模型来计算材料硬度和弹性模量，并得到如图 10 所示的结果。图 10a 说明烧结使 YSZ 涂层由存在较多缺陷的柱状晶结构转变为了一个整体，弹性模量上升。此外，热循环 600 次后的弹性模量呈下降趋势的原因是过高的循环次数使陶瓷涂层烧结现象生成一定量的缺陷，增加了涂层的不均匀性，降低了涂层承受应变的能力，所以弹性模量随载荷的升高而降低。图 10b 显示了硬度的变化，其变化趋势与弹性模量近似，均随热循环次数增加而增加，表明烧结导致了高温硬化^[79]。

YSZ 涂层力学性能的变化引起热障涂层刚度增加^[80-81]、界面韧性下降^[36]等机械性能的变化，导致涂层的应变耐受性降低，抵御裂纹扩展的能力下降^[82]，进而引起裂纹扩展、涂层屈曲分离等微/宏观结构破坏，导致应力集中、应变能释放，是热障涂层失效的典型机理之一。

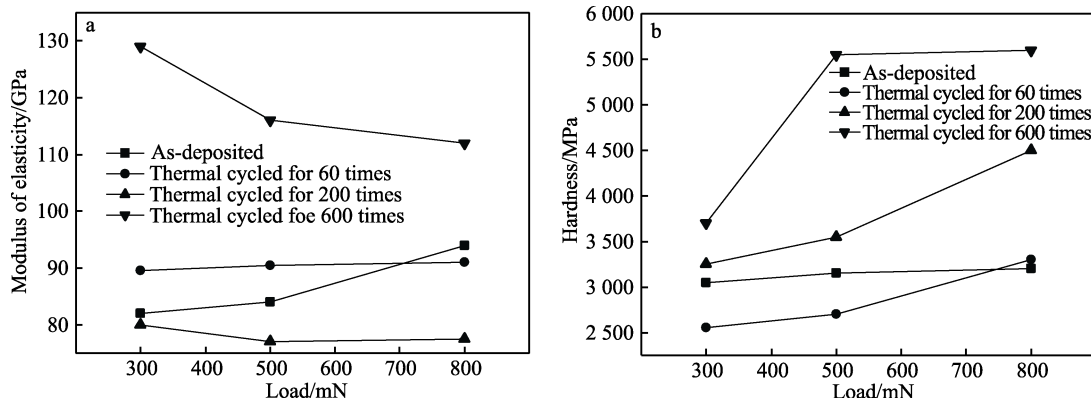
图10 纳米压痕仪测得样品不同状态下的 a 弹性模量 b 硬度^[77]

Fig.10 (a) Elastic modulus and (b) hardness of the specimens measured by nanoindentation under different states^[77]

1.4 小结

本章介绍了多种结构的热障涂层系统,并以钕稳定氧化锆双层结构热障涂层体系为例,具体分析了热暴露过程中系统发生的系列变化。

第一类变化是环境中的氧元素渗透引起的界面结构变化。氧元素与扩散的铝元素首先在陶瓷面层与粘结层界面发生选择性内氧化,引起界面微结构变化;随着氧化的进行,形成具有一定厚度的 TGO 层并发生化学变化和相变, TGO 分层,引起界面宏观结构变化。使用氧化动力学方程及二次函数方程评估 TGO 层的增厚;使用界面波动幅度 A 、界面波动波长比 L/L_0 、界面粗糙度宽度 W 描述多层结构工作中的机械不稳定性导致的 TGO 界面粗糙度变化。

第二类变化是 YSZ 陶瓷面层在高温下发生的本征性能变化,主要包括高温相变和烧结现象引起的体积变化、力学性能变化及结构变化,这些变化会降低涂层的应变耐受性,增大层间性能差异,引起涂层失效。

2 热障涂层失效理论分析

2.1 失效演化过程简述

热障涂层相变、TGO 生长等行为随着热暴露的进行发生演化,最终引起热障涂层的失效。热障涂层的失效演化过程可分为屈曲剥落和边缘层离^[83]。屈曲剥落又可根据能否导致涂层宏观散裂分为小范围屈曲 (Small Scale Buckling, SSB) 和大规模屈曲 (Large Scale Buckling, LSB)。当较厚面层的内模量较高时, TBC 内应变公差不足,残余应力较大,能量密度较高。这种情况为边缘分层提供了更大的驱动力,可能会出现边缘层离^[34]。一般地,使用 EB-PVD 方法制备的涂层具有更大的界面结合力、更高的热导率以及更小的弹性模量^[84],这些特性导致其具有更大的应变容限以抵抗屈曲,从而更容易发生边缘层离。由于较大的面内模量有抑制 TBC 较小的初始脱粘或界面缺陷处屈曲 (SSB) 的作用,这 2 种脱层机制互相竞争,最终形成的热障涂层失效演化过程分为以下 4 个阶段^[13,52,85-87]: TBC 界面内形成缺陷和损伤,粘结层发生变形;裂纹形核、传播、扭结合并,缺陷和损伤区域分层;陶瓷面层发生无法被抑制的屈曲;层发生宏观散裂,面层脱落。

热障涂层的失效通常源于陶瓷层和粘结层的界面。在热循环及其他力学行为的作用下, TGO 层受到巨大的面内压缩应力,产生平面外位移,发生皱曲,形成缺陷,界面处产生损伤;同时粘结层可能由于棘轮效应和机械载荷出现下陷、空腔^[11]等变形,这些变形产生垂直于界面的拉伸应力并激发涂层分层。缺陷的形成会加强涂层内部垂直于界面的张力,从而产生

裂纹。随着热暴露的加剧,这些裂纹进一步发展、合并,导致在界面缺陷和损伤区域产生较大程度的分层。由于热障涂层的面层具有一定的刚度,可以抑制小范围屈曲 (SSB),所以界面不会因此失效,而是伴随裂纹发展产生进一步的分离。当刚度不足以抑制屈曲、纵向的拉伸应力积累到足够大时,界面分离使陶瓷面层发生变形,产生大范围屈曲 (LSB)。大范围屈曲将导致涂层发生宏观散裂,并最终脱落失效。

2.2 失效力来源及演化

由于涂层的多层结构特点及界面的不规则性,热障涂层在工作中会反复经历相当大的动态应力^[88],在界面处或界面附近累计损伤,导致涂层失效。动态应力可分为残余应力和 TGO 生长应力,其中残余应力是导致 TBC 失效的主要因素之一^[4],是多种原因引起的未能释放的应力的统称,主要包括淬火应力、热膨胀失配应力、相变应力等。本节将具体介绍相关应力来源及其演化方式。

2.2.1 淬火应力

在使用热喷涂方式制备的涂层中,熔融态材料喷涂在温度较低的基材上后迅速冷却到衬底温度时收缩引起的应力称为淬火应力^[19]。淬火应力可由式 (15)^[89]进行估算:

$$\sigma_q = \alpha_c (T_m - T_s) \cdot E_c \quad (15)$$

式中, α_c 为涂层的热膨胀系数, T_m 为喷涂材料的熔点, T_s 基体的温度, E_c 为涂层弹性模量。利用此公式计算得到的结果通常大于实际的测量值,原因可能为喷涂材料从熔融态冷却成固态过程中由于应力作用发生塑性屈服及蠕变,已形成的涂层也可能形成微裂纹,通过界面滑移来释放部分淬火应力。

根据 Song 等^[90]的研究结果,陶瓷涂层沉积过程中的淬火应力对整个 TBC 制备过程中的残余应力影响较小;最后过程中的整体冷却阶段产生的残余应力占比更大。Skalka 等^[88]亦有类似的结论,即在工作温度冷却时,涂层材料经历的动态应力最高。

2.2.2 热失配应力

热失配应力,或称为热膨胀失配应力,是由于热障涂层不同层的热膨胀系数存在一定差异,在制备和使用的加热冷却过程中发生失配而产生的拉伸应力^[91-92],可用式 (16) 进行定义:

$$\sigma_t = E_c \Delta \alpha \Delta T \frac{1 + \vartheta}{1 - \vartheta^2} \quad (16)$$

式中, E_c 是涂层的弹性模量, $\Delta \alpha$ 是热障涂层顶层和粘结层与部件基体材料间的热膨胀系数差, ΔT 是喷涂材料的熔点和基底温度的温度差, ϑ 是涂层的泊松比。

根据式 (16) 进行定性分析,热膨胀系数差 $\Delta \alpha$ 决定了涂层内部的应力状态:当 $\Delta \alpha > 0$,涂层内部产生

压应力; $\Delta\alpha < 0$, 涂层内部产生拉应力。对于热障涂层体系, 拉应力是形成微裂纹、影响失效的原因。

在一般情况下, 基体材料和热障涂层间的热膨胀系数随温度的变化而变化。同时, 涂层的弹性模量也会因烧结现象等因素而变化。因此, 根据公式计算的热失配应力与实际实验结果往往存在一定差异。此外, 由于 TBC 在服役过程中存在动态变化, 具有低热膨胀系数的 TGO 层不规则生长会引发 TC/TGO 和 TGO/BC 2 个界面间的热膨胀失配, 产生极大的残余压缩, 从而导致较大的热膨胀失配应力。

2.2.3 相变应力

热障涂层在制备和服役过程中通常伴随材料的相变, 并因此产生相变应力。相变应力包括液体颗粒在热喷涂过程中固化或发生固态转变时涂层中形成的应力^[93]、相变导致面层体积变化产生的应力^[28]以及两相混合区 (Phase Transition Layer, PTL) 形成和发展过程中产生的应力^[94]。两相混合区是粘结层和热生长氧化物共存的界面上出现的一层 Al 和 Al_2O_3 共存的薄层, 属于 TGO 层的一部分^[95]。随着粘结层氧化的发展, 两相混合区向下生长, 最终完全转变为 TGO 层, 在过程中产生一定的相变应力; 同时, PTL 层的存在降低了涂层的等效弹性模量并改变了 TBC 中的应力状态。

2.2.4 TGO 生长应力

TGO 层在顶层和粘结层之间的生长过程中受到周围材料的约束而产生应力。同时, TGO 的生长具有各向异性的特点^[10], 这种生长过程中的不协调变形也会产生应力, 即存在沿界面横向生长的切向应力和沿厚度方向生长的应力。这 2 种应力统称为生长应力, 通常称为压应力^[96]; 同时, 氧化物及基底的高温蠕变和塑性变形会降低应力并使涂层内应力水平趋于稳定。

从力学角度分析, TGO 的生长应力问题可以归结为对特定生长变形的响应问题^[40]。在热暴露过程中, 如前文所述, 由于氧化作用 TGO 的组成、厚度及界面形貌均存在变化, TGO 中的应力也会随之发生改变, 通常随 TGO 的增厚而增大; 同时由于 TGO 的波动发生应力松弛及蠕变等现象, TGO 中微裂纹形核并扩展, 释放了其中的部分应力, 但也导致了涂层的分层和破坏。据研究, 粘结层中 TGO 的平稳上升和下降通常显示出比陶瓷层内更大的压应力^[97]。

2.2.5 热暴露过程中的应力演化

热障涂层中的复杂应力来源及热暴露过程中的变化对热障涂层的失效具有核心影响。随着 TGO 的生长和系统的热循环, 应力发生转化和集中, 控制着 TGO 附近平行于界面的裂纹扩展。

简述应力演化过程如下: 在循环最少的情况下, 应力源由 TGO 生长时产生的小而显著的压力形成^[98], 此后随热膨胀失配而变化。在后续热暴露条件下, 服

役环境使材料的屈服强度大大降低, 材料易发生不可逆的塑性变形, 产生残余应力。在非弹性条件下, 由于热膨胀系数的差异, 加热过程中的 TC/BC 界面产生拉应力, 冷却过程中界面受压应力作用。热障涂层在应力作用下不能产生位移时会导致几何形状发生变化, 发生塑性变形; 为进一步释放应力, 涂层会发生蠕变变形。当发生的变形不足以释放应力时, 涂层内的残余应力增加。当累积的残余应力达到某个临界值时会发生应力释放, 导致裂纹扩展, 并最终发展为失效。

2.3 热障涂层失效理论总结及破坏判据

涂层内部的平面压应力及 TC/BC 界面韧性的退化是引起 TBC 失效的主要原因。在 TC/TGO 界面峰区附近的 TC 易受拉应力产生裂纹; 随着热暴露程度的加深、BC 层氧化的进行及 TGO 层的发展, 涂层界面发生应力转换现象^[99], 应力的性质由拉伸转为压缩, 导致裂纹在非峰处的拉伸区开裂。另外, 涂层峰区发生界面分层促进非峰区产生裂纹。

应力驱动的涂层失效, 本质上是一种材料内部或界面裂纹形核、扩展和扭结引起的断裂现象。评估裂纹的主要方式有 2 种: 其一为评估裂纹尖端扩展时的应力强度大小, 其二为评估裂纹扩展时的能量释放率。此外, 还可以将应变损伤或临界应变能作为系统散裂的判据来评定热障涂层的失效。

2.3.1 应力强度因子 K

在外载荷的作用下, 含裂纹的弹性体的裂纹尖端因子 K 临界断裂韧性 K_{IC} 时, 裂纹发生失稳扩展, 导致弹性体沿裂纹发生断裂^[100]。应力强度因子 K 主要用于表征裂缝尖端附近应力场的强弱程度, 与作用在裂纹上的应力 σ_{zz} (拉伸应力) 的大小和规模有关, 由垂直于基底及缺陷周围的应力控制, 是判断裂纹是否进入失稳的重要指标。基于断裂力学及 SEM 观察和有限元计算, 得到的二维平面应力强度因子 K 为^[13,57]:

$$K \approx \frac{E_{\text{TBC}}(dA/dN)}{2\sqrt{\pi}(1-\nu_{\text{TBC}}^2)\sqrt{L}} \left(\frac{L}{a}\right)^{1.5} N \quad (17)$$

式中, E_{TBC} 为陶瓷顶层的弹性模量, ν_{TBC} 为陶瓷顶层的泊松比, N 表示热循环次数, A 表示振幅, dA/dN 表示 TGO/TC 棘轮效应的速率, a 表示裂纹长度, L 表示总长度, 并定义 $L=2d$ 。如图 11 所示为 2 个相邻裂纹形核、传播和扭结的方式, 图 12 标明了 L 表示的长度范围。

应力强度因子 K 主要用于评估相位角为 0 时模式 I 的张开型裂纹系统, 即边缘层离, 如图 13b 所示。根据 Irwin 等^[101]的理论, 断裂韧性 K_{IC} 表示的是 I 型裂纹系统所能承受的外加应力场强度的极限值, 因此可以通过比较界面断裂韧性 K_{IC} 和应力强度因子 K 来评价裂纹扩展能力, 即当 $K \geq K_{\text{IC}}$ 时, 裂纹发生失稳扩展。

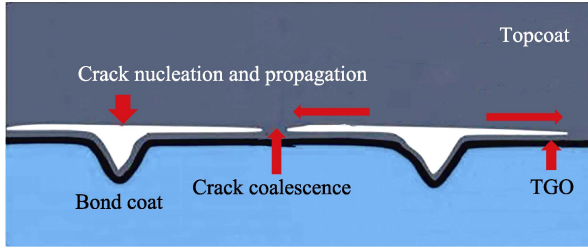


图 11 TBC 系统内 2 个相邻裂纹的形核、传播、扭结方式^[15]

Fig.11 Nucleation, propagation and coalescence of two neighbor cracks in TBC system^[15]

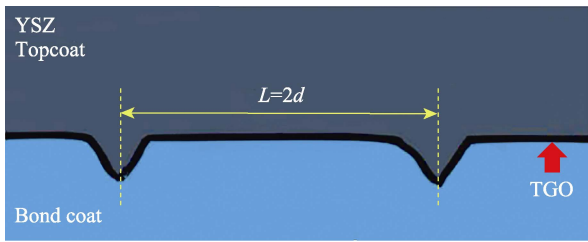


图 12 寿命预测模型中定义的总波长 L ^[15]

Fig.12 Global wavelength L defined in the life prediction model^[15]

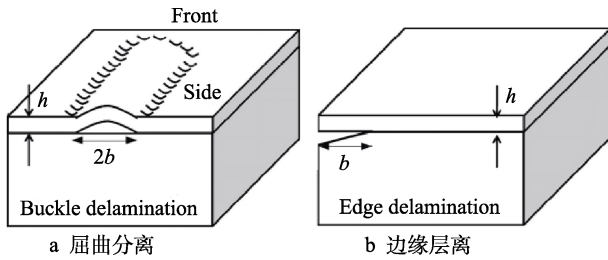


图 13 压缩涂层的分离模式^[30]

Fig.13 Delamination modes for compressed coating^[30].
a) buckle delamination; b) edge delamination

2.3.2 能量释放率 G

能量释放率 G 是指裂纹由某一端点向前扩展一个单位长度时平板每单位厚度释放的能量, 主要表示涂层与基底在当前状态下控制失效平面的韧性。在实际的涂层失效研究中, G 是比较常用的断裂判据, 因为相较应力强度因子 K 仅能评估模式 I 下裂纹扩展的局限性, G 是相位角的函数, 不受模式 I 或 II 的束缚, 即:

$$G = \Gamma(\psi) \quad (18)$$

对于热障涂层, 示意图及模式混合相位角 ψ 和

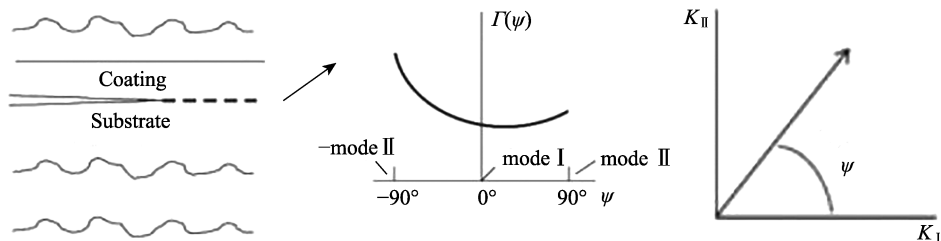


图 14 涂层/基底界面韧性混合模式示意图^[102]

Fig.14 Schematic diagram of coating/substrate interface toughness as a function of mode mix^[102]

$\Gamma(\psi)$ 的函数关系如图 14 所示。当涂层处于压缩应力下时, 裂纹尖端开裂属于模式 II, 即相位角为 90° 。此时, 陶瓷层稳态能量释放速率为^[102]:

$$G_{ss} = \frac{\sigma^2 h_{TBC} (1 - \mathcal{G}_{TBC}^2)}{2E_{TBC}} \quad (19)$$

式中, σ 为陶瓷层内部均匀等双轴应力 (及残余应力), h_{TBC} 为陶瓷层厚度, E_{TBC} 为陶瓷层弹性模量, ν_{TBC} 为陶瓷层泊松比。此时使用能量释放率 G 评估失效, 需满足条件:

$$G = \Gamma_i^{\text{II}} \quad (20)$$

当满足此失效条件时, G 超过模式 II 下的界面结合强度, 裂纹扩展至全陶瓷层, 发生涂层屈曲失效。

陶瓷层在压力状态下通过鼓起方式失效时, 界面裂纹尺寸应超过某一临界值 b_c 。当陶瓷层厚度及内应力大小确定时, 界面发生鼓起的临界界面裂纹尺寸可计算为^[103]:

$$b_c = \sqrt{\frac{4.88 E_{TBC} h_{TBC}^2}{\sigma (1 - \mathcal{G}_{TBC}^2)}} \quad (21)$$

鼓起的裂纹尖端需满足: $G \geq \Gamma_i$, 其中

$$\Gamma_i = \Gamma_I (1 + \tan^2 (1 - \lambda) \psi) \quad (22)$$

Γ_I 为模式 I 界面韧性, $\psi = \tan^{-1}(K_{\text{II}}/K_{\text{I}})$, λ 表征界面弹性失配, 对于 TC/BC 界面, 通常小于 0.3。根据 Hutchinson 等^[104]的研究结论, 界面裂纹的长度 b 与 b_c 的比值决定涂层鼓起与否, 而 λ 值则影响鼓起裂纹的扩展。

2.3.3 其他失效判据

热障涂层的失效可理解为由界面的退化引起的, 而这种退化可从应力应变角度和能量角度分别进行量化。因此, 得到 2 种不同的失效判据: 根据损伤力学理论, 通过使用室温下临界压缩剥落应变表征 TC/BC 界面韧性, 建立宏观损伤参数 D 的表达式, 可量化涂层失效程度^[105]; 根据能量耗散理论, 由于应变能驱动裂纹发展, 当界面开裂引起涂层破坏时, 相应的临界应变能可作为剥落的判据。

在 TBC 系统中引入等效分层区并假设 TC 层为易于屈曲的圆形泡罩, 此时 TC 层承受均匀等效的双轴压缩应力, 则描述压缩屈曲的压缩临界应力方程为^[52]:

$$\sigma_c^* = 1.2235 \frac{E_1}{1 - \mathcal{G}_1^2} \left(\frac{h}{r} \right)^2 \quad (23)$$

式中, σ_c^* 为临界压应力的绝对值, E_l 和 ν_l 分别为 TC 的弹性模量和泊松比, r 为分层区初始等效半径, h 为 TC 的厚度。

临界应力随界面损伤的增大而减小, 引入宏观损伤参数 D , 将式 (23) 改为

$$\sigma_c^* = 1.2235 \frac{E_l}{1-\nu_l^2} \left(\frac{h}{r} \right)^2 (1-D) \quad (24)$$

式中, $0 \leq D \leq 1$, 在初始状态下 $D=0$, 在界面完全损伤时 $D=1$ 。随着 D 的增加, 损伤增加了分层区的面积, 故等效半径和响应的面积均增加。定义 $r = \frac{r_0}{\sqrt{1-D}}$, $S = \frac{S_0}{1-D}$, 将损伤 D 用临界应变进行表述:

$$D = 1 - \frac{1 + \frac{S_0}{h}}{1.2235} \left(\frac{r_0}{h} \right)^2 \varepsilon_c^* \quad (25)$$

式 (25) 实现了从 TBC 宏观失效到界面微观损伤的建模切换。

从广义上讲, 应变能的释放应该是裂纹发展的驱动力, TGO/BC 界面开裂过程中的能量释放主要来自于冷却过程中 TGO 内部的能量释放, 因此 TBC 系统中临界应变能引发剥落也可作为失效判据。假设 BC 层的蠕变过程主导能量耗散过程, 将临界应变能概念拓展到 TGO/BC 界面一般裂纹扩展上^[61]:

$$W_{TOT}^* = E_{TGO}(1-\nu_{TGO})(T_{ox}-T)^2(\alpha_{SUB}-\alpha_{TGO})^2 h_{TGO} + E_{YSZ}(1-\nu_{YSZ})(T_{dep}-T)^2(\alpha_{SUB}^{SUB}-\alpha_{YSZ}^{YSZ})^2 h_{YSZ} \quad (26)$$

式中, W_{TOT}^* 为总应变能, E 为弹性模量, ν 为泊松比, α 为线膨胀系数, h 为厚度, T 为冷却过程中的当前温度, T_{ox} 为氧化温度, T_{dep} 为顶层沉积温度。角标 SUB 为基底, TGO 为热生长氧化物, YSZ 为陶瓷面层。

结合实验得出的温度-涂层分离时间函数^[106], 得出热暴露时间 t 与氧化温度 T_{ox} 和氧化层厚度 h 的关系式:

$$t = 1.24 \times 10^{13} h^{3.0} \exp \left(\frac{231000}{8.314 T_{ox}} \right) \quad (27)$$

综合式 (26) (27), 可以根据 Al_2O_3 -TGO 层内临界应变能标准给出失效预测。值得注意的是, 这是对寿命下限估计的一种简单实用的方法, 但由于其对不同涂层系统、合金基材和试验条件不敏感, 外加仅有 1% 的应变能释放可用于分离界面^[61] (其余应变能主要用于消除粘结层等处的变形), 所以一般仅用于形成涂层寿命的合理下限。

2.4 小结

本章介绍了热障涂层的失效演化过程, 总结了涂层的失效理论并给出了目前常用的几类破坏判据。

热障涂层的失效根据面层和粘结层间分离的位置不同分为屈曲剥落和边缘层离, 其演化过程通常分

为 4 个阶段, 由动态应力驱动, 主要表现为界面损伤的出现和加剧。引起涂层失效的应力包括淬火应力、热失配应力、相变应力及 TGO 生长应力等, 这些应力在热暴露过程中动态变化, 累积至临界值后释放, 造成热障涂层的失效。

涂层内应力变化及 TC/BC 界面韧性的退化是引起 TBC 失效的主要机理。应力驱动的涂层失效本质上是一种材料内部或界面裂纹形核、扩展和扭结引起的断裂现象, 故可结合断裂力学对裂纹扩展能力进行评估。对于相位角为 0 的模式 I 的张开型裂纹系统, 使用应力强度因子 K 进行评估; 对于相位角为 90° 的模式 II 型或相位角为其他值的混合模式下的裂纹扩展, 通常使用能量释放率 G 进行描述。

除断裂力学外, 亦可结合损伤力学理论, 使用临界压缩剥落应变表示 TC/BC 界面韧性, 引入宏观损伤参数 D 实现由宏观失效到界面微观损伤的切换; 或从能量变化角度出发, 将临界剥落应变能作为失效判据。

3 失效寿命预测模型建立方法

根据使用理论的不同, 失效寿命模型主要分为唯象寿命模型、基于断裂力学的模型和基于损伤力学的模型。这些模型通常会结合不同的损伤理论, 引入损伤参数 D 来对失效寿命模型进行量化分析, 以达到预估涂层寿命的目的。

3.1 唯象寿命模型

唯象寿命模型 (Phenomenological Life Model) 是基于唯象理论, 以热障涂层中热生长氧化物厚度或重量为参数建立的理论模型。在此类唯象寿命模型中, 假设氧化是限制涂层寿命的单一重要时间相关因素; 氧化诱导应变与循环应变相结合, 促进涂层中的裂纹形成^[107]。首先介绍基于 2 种不同的假设方式建立的基于热障涂层增重的唯象寿命模型; 其次介绍基于热障涂层中 TGO 厚度的寿命模型; 最后介绍可与唯象寿命模型结合的损伤理论。

通过建立表达式 (28) 将增重与应变联系起来^[107]:

$$\omega / \omega_c = (\varepsilon_e - \varepsilon_r) / (\varepsilon_f - \varepsilon_r) \quad (28)$$

式中, ε_e 为有效应变, ε_r 为循环应变, ε_f 为失效应变; ω 为比增重, ω_c 为临界比重。为放松关系式中的线性关系, 引入幂 m , 重排后的有效应变表达式如下:

$$\varepsilon_e = (\varepsilon_f - \varepsilon_r)(\omega / \omega_c)^m + \varepsilon_r \quad (29)$$

根据裂纹扩展规律, 定义长度为 a 的裂纹增长率为:

$$da/dN = A \varepsilon_e^b a^d \quad (30)$$

式中, da/dN 是每个循环的裂纹扩展增量, A 是常数, b 和 d 是指数, a 是裂纹长度。将式 (29) 带

入式 (30) 并进行积分, 得到:

$$\int_0^{N_f} [(\varepsilon_f - \varepsilon_r)(\omega / \omega_c)^m + \varepsilon_r]^b dN = 1 / A \int_{a_i}^{a_c} a^{-d} da \quad (31)$$

式中, N_f 为循环至失效时的周期, a_i 为初始裂纹长度, a_c 为临界裂纹长度。式 (31) 左侧可用 N 求和代替, 右侧视为特定涂层和几何形状的常数 C , 且 $C = (\varepsilon_f)^b$ 。获得的涂层寿命表达式为:

$$\sum_{N=1}^{N_f} [(1 - \varepsilon_r / \varepsilon_f)(\omega_N / \omega_c)^m + \varepsilon_r / \varepsilon_f]^b = 1 \quad (32)$$

另一种方法是假设涂层的破坏应变从 0 增重时的初始值 ε_{f_0} 下降到临界增重时的 ε_r 。这种情况下的表达式为^[51]:

$$E_f / \varepsilon_r = (1 - \varepsilon_{f_0} / \varepsilon_r)(\omega / \omega_c)^m + \varepsilon_{f_0} / \varepsilon_r \quad (33)$$

结合裂纹扩展规律, 得到本假设下的涂层寿命表达式:

$$\sum_{N=1}^{N_f} [(1 - \varepsilon_{f_0} / \varepsilon_r)(\omega_N / \omega_c)^m + \varepsilon_{f_0} / \varepsilon_r]^b = 1 \quad (34)$$

对于热循环条件下失效的热障涂层, 通过假设应变变化方式的不同, 可得到式 (32) 或式 (34) 2 种不同的增重-应变唯象寿命模型; 二者均使用循环至失效的周期 N_f 来表征涂层寿命。此外, 根据热障涂层的失效理论, 可建立 TGO 厚度-应变唯象寿命模型, 具体模型及寿命评估方式如下:

根据 Zhang 等^[12]的研究, 考虑 TGO 厚度增加引起的应力幅值变化, 根据损伤累计建立积分寿命模型:

$$\int_0^{N_f} \frac{dN}{a \cdot (\Delta\sigma(h_{TGO}))^{-b}} = 1 \quad (35)$$

此寿命模型显示, 每次循环后系统均受到一定的损坏; 当损坏累积到 1 时, 系统发生故障。根据热循环历史, 将氧化时间 t 用热循环次数 N 表示 (以文中 $t^1 = 1/6N$ 为例), 结合通过氧化动力学得到的 TGO 厚度表达式 $h_{TGO} = k_0 \exp\left(-\frac{\Delta H}{RT}\right) t^n$, 将应力范围表示为 TGO 厚度的函数 $\Delta\sigma(h_{TGO}) = c \cdot h_{TGO}^d$, 得到失效寿命模型:

$$\int_{h_0}^{h_f} \frac{6 \left(\frac{h_{TGO}}{B}\right)^{\frac{1}{n}}}{n \cdot h_{TGO} \cdot a \cdot (c_1 h_{TGO}^d)^{-b}} dh_{TGO} = 1 \quad (36)$$

式中, $B = k_0 \exp\left(-\frac{\Delta H}{RT}\right) = 0.4818$, 失效时的 TGO

厚度 h_f 可以根据热循环实验确定。

唯象寿命模型亦可结合 Miner 线性损伤模型计算循环寿命^[108-109]。此唯象寿命模型基于涂层内危险点应变和 TGO 厚度建立, 体现涂层氧化损伤和热疲劳损伤及二者耦合特点:

$$N = \left[\left(\frac{\Delta\varepsilon_{f_0}}{\Delta\gamma_i} + a\Delta\varepsilon_i \right) \left(1 - \frac{\delta}{\delta_c} \right) + \left(\frac{\delta}{\delta_c} \right) \right] \quad (37)$$

式中, N 为循环次数, $\Delta\gamma_i$ 和 $\Delta\varepsilon_i$ 分别表示第 i 次热循环中危险点剪切应变范围和轴向应变范围, $\Delta\varepsilon_{f_0}$ 为临界拉伸应变范围, δ_c 为临界 TGO 厚度。

Miner 线性损伤模型:

$$D = \sum_{m=1}^k \frac{1}{N_m} \quad (38)$$

式中, m 为循环次数, N_m 是 m 个循环后的涂层寿命; k 表示涂层可承受的最大循环次数。当 D 大于 1 时, 热障涂层失效。

除以上介绍的唯象寿命模型外, 还有学者使用统计学手段, 基于对 TBC 损伤形貌的统计处理得到量化的损伤寿命模型^[106], 或使用虚构 S-N 图建立寿命模型^[110]等。

3.2 断裂力学模型

根据前文对断裂力学及相关失效判据的介绍, 可使用应力强度因子 K 或能量释放率 G 进行热障涂层失效寿命的建模。本节将根据使用理论的不同, 分别介绍模型建立过程。

对于由涂层内应力驱动、以裂纹形核扭结为主要破坏形式的失效, 宏观断裂主要发生在临界 TGO 厚度中。Evans 等^[111]建立 TGO 厚度与断裂韧性的关系, 得到可以作为涂层耐久性模型基础的表达式:

$$h_c = \frac{2\sqrt{\pi}(1 - g^2)md^{3/2}K_{IC}^{TBC}}{(m-1)RE_{TBC}} \quad (39)$$

同时, 由于临界 TGO 厚度 h_c 与固定温度下的保持时间 t 有关 ($h = \sqrt{D_{ox}t}$), 因此可作为故障时间的表征。

为进一步建立应力强度因子 K 和 TBC 寿命间的关系, 将公式 (17) 改写为:

$$dA \approx \frac{\sqrt{\pi}(1 - g_{TBC}^2)Ka^{3/2}}{E_{TBC}Nd} dN \quad (40)$$

假设界面断裂韧性 K_{IC} 和裂纹长度 a 与时间 T 和热循环次数 N 的关系式分别为 $K_{IC}(T, N)$ 和 $a(T, N)$, 基于 Zhang 等^[15]的假设, 与温度和热循环次数相关的参数可分离, 则可将 T 、 N 分离为单独的函数, 即

$$K_{IC}(T, N) = K_{IC}(N)\varphi(T) \quad (41)$$

$$a(T, N) = a(N)\omega(T) \quad (42)$$

将式 (41) (42) 带入式 (40) 中并积分, 得出发生故障时的最大起伏振幅 A :

$$\int_{A_0(T)}^{A_f(T, N)} dA \approx \sqrt{\pi}(1 - g_{TBC}^2)\varphi(T)\omega(T) \int_0^{N_f} \frac{K_{IC}(N)a(N)^{3/2}}{E_{TBC(T, N)}Nd(T, N)} dN \quad (43)$$

结合 SEM 观察得到的结论^[53], 涂层寿命几乎在恒定的平均起伏振幅 $A_f(T, N) \approx 4.2 \mu\text{m}$ 时失效。因此, 将等式 (43) 左侧积分上限选择为 $4.2 \mu\text{m}$ 时可以用数值确定寿命周期。

上述公式采用 K_{IC} 建立了热障涂层中裂纹在模式

I 下的扩展及相应失效寿命模型,通过选择合适的积分上限得到涂层的寿命周期。为更好地描述实际工况中界面裂纹的混合发展模式,引入有效应力强度因子 K_{eff} 并使用帕里斯疲劳裂纹扩展法则建立基于断裂力学的寿命模型^[112]:

$$da/dN=C(K_{\text{eff}})^m \quad (44)$$

式中, da/dN 为裂纹扩展速率, C 和 m 为拟合参数, 有效应力强度因子:

$$K_{\text{eff}}=\sqrt{K_I^2+K_{II}^2} \quad (45)$$

式中, K_I 为模式 I 中的应力强度因子, K_{II} 为模式 II 中的应力强度因子, 假设裂纹扩展速率与模式 I 或模式 II 中相似。在当前工作中, 定义 K_I 和 K_{II} 如下:

$$K_I=K_1\cos(\varepsilon\ln\hat{r})-K_2\sin(\varepsilon\ln\hat{r}) \quad (46)$$

$$K_{II}=K_1\sin(\varepsilon\ln\hat{r})-K_2\cos(\varepsilon\ln\hat{r}) \quad (47)$$

式中, ε 为根据 Agrawal 等^[113]的研究定义的双材料常数, \hat{r} 为界面裂纹的参考长度, K_1 和 K_2 分别为复杂应力强度因子的实部和复部。

引入损伤参数 D 将微观裂纹扩展和整体失效联系在一起, 建立热障涂层实际的失效寿命模型; 当 $D=1$ 时, 涂层失效。将裂纹长度 a 由 D 表示, 则裂纹发展模型改写为:

$$dD/dN=C K_{\text{eff}}^m \quad (48)$$

在实际应用中, 可取 $D=0.96$ 表征涂层的实际失效, 通过对模型进行积分求解得到涂层失效时的循环次数 N , 从而确定涂层的寿命。

由于热障涂层的失效过程是一个化学-热-机械耦合过程, 为进一步完善基于断裂力学的 TBC 失效标准, Yang 等^[114]将等温和循环热暴露下的 EB-PVD 中铝元素的迁移整合到 TBC 系统失效的断裂力学模型中, 得到循环热效应下的失效准则公式; 用 TGO 厚度表示公式中的时间依赖性, 得到适用于工程应用的简化失效准则公式。

对于采用能量释放率为衡量准则的失效寿命模型, Jonnalagadda 等^[115]根据能量释放率 G 和热循环疲劳试验得到失效间的关系, 建立 TBC 寿命的简化模型。与式 (44) 相似, 首先建立符合帕里斯疲劳裂纹扩展法则的裂纹扩展速率与能量释放率 G 的模型:

$$dc/dN=AG^B \quad (49)$$

式中, c 为宏观裂纹尺寸, N 为循环次数, G 为能量释放率, A 和 B 为相应参数。从自由边缘开裂刚性基底上的顺应性涂层的平面应变条件为:

$$G=Z\frac{(1-\nu_c^2)\sigma_c^2h_i}{E_c} \quad (50)$$

式中, Z 为取决于开裂模式和弹性失配的无量纲驱动力, h_i 为涂层厚度, σ_c 是面内失配应力, 计算公式为 $\sigma_c=(\alpha_c-\alpha_s)\Delta T E_c/(1-\nu_c)$; E_c 和 ν_c 分别为涂层的弹性模量和泊松比。将式 (50) 带入 (48) 并积分, 可以得到失效时的循环次数等式:

$$N_f=1/A\cdot G^{-B}\int_{C_0}^{C_f} dc=\frac{C_f-C_0}{A}G^{-B} \quad (51)$$

式中, N_f 为失效时的循环次数, C_0 和 C_f 为热障涂层初始裂纹长度和最终失效时的裂纹常数。初始损伤是给定 TBC 系统的固有特性, 所以可将初始裂纹长度视为常数 C_0 。由于失效时最终裂纹长度 C_f 与层裂损伤有关, 可以根据简单线性方程 ($C_f=pD_f+q$) 得到。最终, 建立基于能量释放率和热循环实验的简化 TBC 寿命方程如下:

$$N_f=a\cdot G^b \quad (52)$$

式中, b 为材料参数, $b=-B$; a 为取决于 TBC 系统和失效标准定义的参数, 定义为 $a=\frac{pD_f+q-C}{A}$, 一般随涂层的厚度、孔隙率、沉积过程、界面粗糙度等变化而变化。

能量释放率 G 更多地应用于裂纹动态扩展模拟中。这类模拟技术通过对裂纹进行模拟, 采用能量释放率 (Energy Release Rate, ERR) 或应变能释放率 (Strain Energy Release Rate, SERR) 来判断裂纹发展程度, 从而对热障涂层寿命进行预测。目前较为常用的模拟方式包括虚拟裂纹闭合技术 (Virtual Crack Closure Technology, VCCT)、扩展有限元法 (Extended Finite Element Method, XFEM)、内聚区模型 (Cohesive Zone Model, CZM) 等^[25], 其中将能量释放率作为裂纹扩展程度的衡量标准的模拟方式为 VCCT 及 CZM。

VCCT 方法基于线弹性断裂力学 (Linear Elastic Fracture Mechanics, LEFM) 原理, 利用裂纹尖端节点力和裂纹尖端后的结点位移获得应变能释放率的分量, 采用共模混合公式计算等效应变能释放率以衡量裂纹的扩展^[116-117]。CZM 模型利用双线性牵引分离在涂层界面建模, 通过建立临界断裂能和能量释放率间的关系来描述界面混合模式断裂过程的损伤演化规律^[30]。此外还有采用改进的裂纹闭合积分法来评估与计算混合模式下的应变能释放速率^[118]等方法。以上方法均由混合模式裂纹扩展准则估计裂纹传播的程度, 确认这种程度是否足以导致整个系统的失效, 通过结合有限元模拟和大量数值计算, 达到对热障涂层系统寿命预测的目的^[119]。这种失效寿命预测模型更加符合实际热障涂层系统界面形貌和复杂工作环境下的失效特征, 便于耦合 TGO 生长、高温蠕变等影响系统寿命的因素, 可大幅提高此类涂层寿命预测模型的精确程度。

3.3 损伤力学模型

损伤力学是固体力学中的一个分支, 主要研究材料或构件在不同条件下, 损伤演化 and 发展的力学规律。在热障涂层系统中, Busso 等^[120]提出了一种基于损伤力学的 PS-TBC 热疲劳失效寿命预测方法。该模

型假设涂层失效通过 YSZ 内的解理型机制发生, 认为 YSZ 固有解理强度的退化与热循环导致的微观损伤演化有关。将 YSZ 退化的不可逆效应纳入热障涂层的失效寿命研究, 采用基于耦合扩散本构框架的多尺度连续介质力学方法定义损伤变量^[121], 并结合 YSZ 最大面外应力 $T_{22\max}^{\text{th}}$ 和标量内部损伤变量 D 。其中 YSZ 层内细观裂纹形核临界应力 $T_{22\max}$ 包括热弹性和粘塑性影响, YSZ 烧结行为和 TGO 生长行为, 表达式如下:

$$T_{22\max} = T_{22}^{\text{th}} + T_{22}^{\text{ox}} + T_{22}^{\text{si}} \quad (53)$$

式中, T_{22}^{th} 为热弹性和粘塑性造成的应力, T_{22}^{ox} 为 TGO 存在时产生的应力, T_{22}^{si} 为 YSZ 中烧结行为带来的应力。

与微观疲劳损伤相关的标量内部损伤变量 D 在热循环开始时为 $D=0$, 在细观裂纹形核扩展导致热疲劳失效时 $D=1$ 。微观损伤随热循环 N 的连续演化, 可以用最大面外循环应力 $T_{22\max}$ 、平均循环应力 $\bar{T}_{22\max}$ 和当前微观损伤状态 D 表示为:

$$dD = \hat{D} \{T_{22\max}, \bar{T}_{22\max}, D\} dN \quad (54)$$

式中, $\bar{T}_{22\max} \approx T_{22\max}/2$, $T_{22\max}$ 的解析式为:

$$T_{22\max} = \hat{T}_{22\max}(\theta, \theta_{\max}, t_{\text{acc}}, b/a) \quad (55)$$

式中, θ 为目前温度, θ_{\max} 为最大循环温度, t_{acc} 为 TBC 在最高循环温度下暴露的累积时间, b/a 为振幅和半周期的界面形态比。对于 t_{acc} , 可以用当前的热循环数 N 和在热循环内的停留时间来表示并简化为 $t_{\text{acc}} = N t_{\text{hold}}$ 。

方程中非线性微观损伤演化的具体形式为^[122]

$$dD = D^{\hat{m}} (T_{22\max}) \left[\frac{T_{22\max}}{\hat{F}(T_{22\max})} \right]^p dN \quad (56)$$

式中, m 和 F 为微观损伤演化的驱动力的函数, 使用材料最大或初始解理强度 σ_{CO} 来定义^[123], p 、 q 、 C 、 F_1 和 F_0 为材料参数:

$$m = 1 - C \left[\frac{T_{22\max}}{\sigma_{\text{CO}}} \right]^{(q-p)} \quad (57)$$

$$F = F_0 (1 - F_1 T_{22\max}) \quad (58)$$

所提出的公式中隐含了内部微观损伤变量 D 控制热疲劳失效 (即 $D=1$) 的含义, 而疲劳失效发生时的平面外应力在一定程度上定义了 YSZ 的宏观平均解理强度, 故此模型在微观和细观层面机械过程与宏观层面的 TBC 失效之间建立了明确的关系。在对材料参数根据实验热疲劳数据进行校准后, 可以得到基于损伤力学的较为精确的失效寿命模型。

3.4 小结

本章整理了目前常用的失效寿命理论模型, 包括唯象寿命模型、断裂力学模型和损伤力学模型。理论模型建立的核心思想是结合损伤理论, 引入损伤参数 D 实现对涂层破坏程度的量化并预估涂层失效寿命。

典型唯象寿命模型假设涂层处在热循环条件下, 氧化是限制涂层寿命的唯一重要时间相关因素。通过建立涂层增重增厚与应力应变的关系, 结合裂纹扩展规律, 得到积分形式的涂层寿命模型, 体现涂层的氧化损伤和热疲劳损伤程度。这类模型默认当损伤程度到达 1 时涂层失效, 即积分值为 1 或损伤参数 D 为 1 时涂层寿命为临界失效寿命。

断裂力学模型是基于断裂力学原理, 使用应力强度因子 K 或能量释放率 G , 根据开裂模式与裂纹发展的不同建立的涂层失效寿命模型。对于以模式 I 开裂的涂层, 引入 K_{IC} , 建立临界 TGO 厚度及形貌与时间和热循环次数的关系式, 根据临界失效厚度或平均失效起伏振幅得到涂层的寿命。对于以混合模式开裂的涂层, 基于帕里斯疲劳裂纹扩展法则建立裂纹扩展速率与有效应力强度因子或能量释放率的模型; 将影响裂纹扩展和涂层失效等变量定义为相关参数以进一步简化此类失效模型。

损伤力学模型根据热障涂层系统中损伤的演化 and 发展的力学规律, 采用耦合扩散本构框架的多尺度连续介质力学方法定义损伤变量, 建立应力与损伤状态的关系式, 得到微观/细观机械过程与宏观失效间的联系, 是隐含内部微观损伤变量 D 控制热疲劳失效思想的较为精确的失效寿命模型。

4 有限元模型建立

在实际的工作中, 热障涂层变化复杂, 无论是实验方法还是理论模型都无法很好地反映 TBC 在制造和使用过程中的真实情况。为正确理解 TBC 的应力演化和失效机制, 有限元模拟是一种很有效的工具。

有限元模拟的目标是深入了解正在研究的系统, 从而允许与实验进行有意义的比较。这需要深入了解应力的不同原因 (CTE 失配、TGO 生长、应力松弛的影响、基底对压缩的影响等) 来决定哪些效果要被建模。同时, 如何模拟热障涂层的初始界面和动态变化, 也是使用有限元模拟时需要研究的问题。

本节主要介绍使用不同种类的有限元模拟方法来计算或模拟热障涂层系统内部的发展变化, 阐明不同方式的有限元模拟的优势与不足。

4.1 标准有限元模拟的模型建立选择

标准有限元模拟 (Finite Element Methods, FEM) 主要根据应力产生原因确定模拟内容, 进行建模选择并建立相应模型, 根据建立维度的不同分为二维模型和三维模型, 分别使用不同的几何模型及边界条件。

通常使用简化的二维有限元模型对热障涂层界面附近的应力演化进行定性分析^[29]。图 15 为标准二维有限元模型正弦形状界面及其网格划分方式^[124], 通过在模型左侧施加对称约束条件、在模型右侧施加周期边界条件, 将模拟区域简化为一个周期。二维有

有限元模型大多将涂层界面模拟为以下3种形态^[64]:简单的曲线模型,如标准正弦/余弦曲线,圆形/半圆形/三角形曲线等;相对复杂的曲线,如顶部有半圆的矩形/小凹弧或大凹弧的曲线/振幅逐渐增大的复杂余弦曲线等;基于剖面测量的几何参数的曲线,通常利用扫描电子显微镜拍摄的TBC的实际显微结构作为计算模型中的代表性体积元素^[125]。

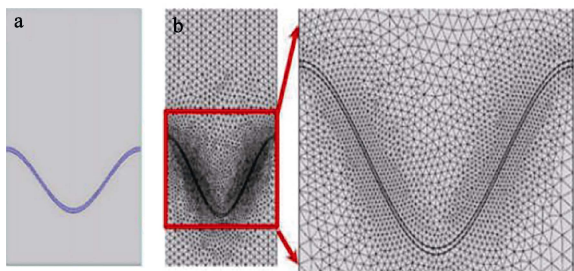


图15 典型几何模型和有限元网格^[124]
Fig.15 Representative geometrical model and finite element mesh^[124]

二维有限元模型可以看作是在平面方向上具有周期性的代表性体积元。在建立过程中,可使用对称边界条件代替周期边界条件并确保界面垂直于边界。为在允许热膨胀的同时保持垂直状态,可增设辅助接触面确保边界节点的法线方向^[123];或使用约束方程限制所有边界节点移动等量^[125]。

由于二维模拟的涂层被过于简化,部分学者开始建立基于真实界面的三维有限元模型,如图16所示^[2]。使用2个正弦函数的乘积来模拟TC-TGO-BC涂层;考虑到涂层的周期性,将其简化为每层网格划分密度不同的单侧半波长单细胞模型,并在2个平面内的方向上均定义边界。如果3D模拟是在2D模拟的基础上建立的,则使用2D模型的对称或广义平面应变来确定第三方向上的应变。在使用2D模型进行模拟时,通常忽略Z轴的应力影响;然而由于材料在高温下表现出塑性或粘塑性行为,第三方向的应力强烈影响塑性流动。此外,泊松比也引起了第三方向应变对其他

方向应力的影响。因此,3D模型更容易预测应力的变化,针对同一应力的变化亦会显出与2D模型模拟的显著区别,如图17所示^[126],3D模型预测了峰值区域附近的较高应力及山谷区域附近的较小应力;不同维度的模型在TC/BC界面处差异最大,在与界面“平坦度”相关的一定距离处变得不显著。

前文介绍了在热障涂层服役过程中涂层内部的裂纹发展及引起失效的方式,给出了评价裂纹的理论方法。然而,由于裂纹扩展是一个受诸多因素影响的动态过程,仅依靠理论评估裂纹行为并不容易;因此,使用有限元模拟结合断裂力学判据,可以更好地理解裂纹的生长扩展和应力变化。模拟裂纹扩展首先需要在模拟模型中表示裂纹,其次正确计算裂纹附近的应力和应力场,最后计算裂纹的扩展^[127]。裂纹扩展模拟包括:测试裂纹扩展标准及评估裂纹的存在和扩展方向;在模型中零件几何形状发生相应变化的情况下实现的裂纹扩展。图18为使用不同方法进行有限元

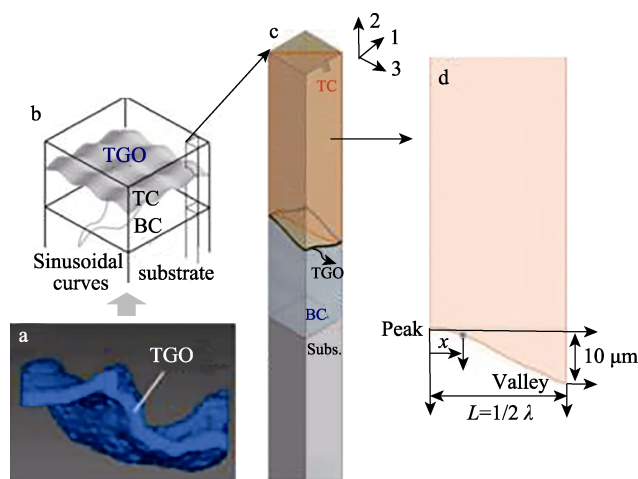


图16 a) 3D-EDS图^[2]; b) 模拟TBC系统的模型; c) 半波长单元; d) 顶涂层的对角面,以及峰、谷、x和L的定义
Fig.16 a) 3D-EDS map^[2]; b) illustration of the model simulating TBC system; c) half-wavelength unit cell; d) diagonal plane of top coating and the definition of peak, valley, x and L

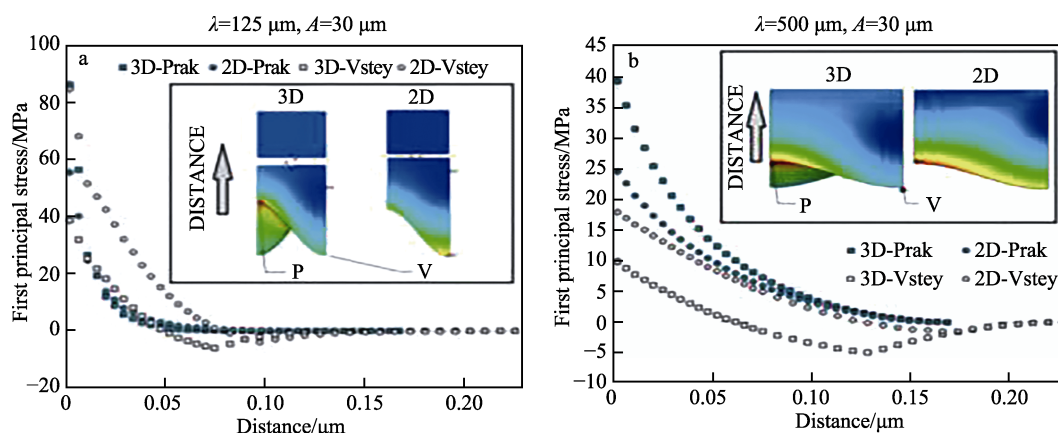
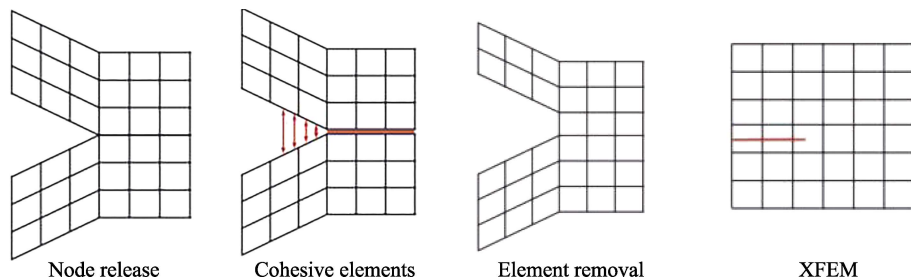


图17 $t_{TGO}=0\text{ }\mu\text{m}$ 、 $A=30\text{ }\mu\text{m}$ 、a) $\lambda=125\text{ }\mu\text{m}$ b) $\lambda=500\text{ }\mu\text{m}$ 二维和三维模型对比图^[126]
Fig.17 Comparison of 2D and 3D models: $t_{TGO}=0\text{ }\mu\text{m}$, $A=30\text{ }\mu\text{m}$: a) $\lambda=125\text{ }\mu\text{m}$; b) $\lambda=500\text{ }\mu\text{m}$ ^[126]

图 18 有限元模拟中表示裂纹的不同方法^[127]Fig.18 Different methods to represent a crack in a finite element simulation^[127]

模拟时的裂纹表征, 前 3 种为使用网格协调, 后一种为添加附加形状函数的扩展有限元法。为模拟裂纹尖端应力场的奇异性, 可使用特殊技术计算应力, 如四分之一点单元法或扩展有限元法。确定裂纹的扩展方式则可运用断裂力学理论, 将应力强度因子 K 、能量释放率 G 及 J 积分与临界材料参数进行比较。

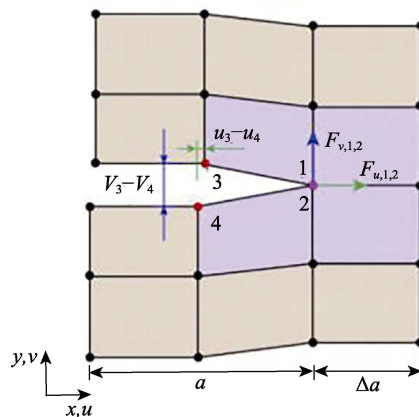
为使有限元模型与实际工况尽可能吻合, 正确描述材料行为对模拟应力发展至关重要。对于材料参数的选择, 大多数模拟将涂层视作线弹性且各向同性的材料^[123]; 但是, 实际涂层由于存在原生裂纹, 其弹性行为在拉伸和压缩方面不同^[128], 表现出各向异性的特点; 同时, 在服役过程中, 涂层发生烧结、粘塑性蠕变等非线性弹性行为^[129], 引发应力松弛及塑性变形, 对模拟结果产生一定影响。对于模拟实验的过程, 需要重点关注模拟时的热边界条件以及热循环的选择。热边界条件的选择强烈地影响了涂层内的平面内应力状态, 而热循环的选择与模拟涂层的热失配应力、生长应力及粘塑性应力松弛行为相关, 即如果没有粘塑性和 TGO 生长, 就不需要模拟 2 个以上的热循环; 如果材料是粘塑性的或 TGO 生长模型, 则需要运行多个循环。

4.2 动态模拟裂纹扩展技术

根据上述内容可发现, 目前对 TBC 服役过程中的研究集中于应力分析, 研究方法大多静态。事实上, 涂层断裂/裂纹扩展是 2 个表面相互分离或材料在外部载荷下逐渐损坏的现象, 是一个动态的过程^[130]。本节主要介绍 3 种动态的模拟扩展技术, 即虚拟裂纹闭合技术 (VCCT)、扩展有限元法 (XFEM) 和内聚区模型 (CZM)。

虚拟裂纹闭合技术 (VCCT) 最初用来计算裂纹体的能量释放率 G (或 J 积分), 后被广泛应用于层压复合材料界面裂纹生长的建模, 具有对有限元网格不敏感、易于与任何有限元软件结合的优点。如图 19 所示^[117], 用于四点元件的骨架图表明, VCCT 技术仅需要节点力和位移即可很好地模拟裂纹的扩展。对于 VCCT, 唯一的假设是裂纹延伸长度 Δa 所释放的能量与闭合 2 个具有裂纹长度 Δa 的独立裂纹表面所需的能量相同^[131]。基于不同的裂纹和相应的裂纹

标准, VCCT 可以对多重裂纹进行建模, 且多个裂纹可以同时独立地传播。在某些特殊情况下, 当一些裂纹沿着同一界面传播时, 它们也会合并为一个单一的裂纹^[132]。同时, VCCT 可应用于三维结构的模拟。基于以上优点, VCCT 非常适合于模拟 TBC 的界面开裂行为。

图 19 用于裂纹扩展模拟的虚拟裂纹闭合技术 (VCCT) 示意图^[117]Fig.19 Schematic diagram of virtual crack closure technique (VCCT) employed for crack propagation simulation^[117]

在使用 VCCT 进行裂纹扩展模拟时, 需要预先定义初始裂纹及裂纹的发生路径, 这是该模拟方法的难点与缺点。而扩展有限元法 (XFEM), 则是一种无须定义初始裂纹及其传播路径的方法。

XFEM 是一种仅依赖结构外部形状以解决裂纹扩展问题及其连续性的模拟方法, 其裂纹的表现方法如图 18 最右所示。这种方法的核心思想是使用具有不连续特征的 2 个水平集函数表示计算区域的强不连续或弱不连续^[127]。当裂纹扩展时, 这些函数随之更新。裂纹线的位置是根据存储在富集单元节点上的水平集函数的值计算出来的, 需要注意计算过程中因实际单元形状规则裂纹转变为曲线的问题及不同裂纹尖端所在单元细分的不同。由于采用函数进行裂纹的计算非常复杂, 实现裂纹扩展的一个更简单的方式是使用幻影节点, 如图 20 所示。使用幻影节点表示裂纹的传播时, 黑色实心点是真实节点, 黑色空心为幻影节点。当裂纹不发生扩展时, 幻影节点与真实节

点一起移动;当裂纹发生扩展时,幻影节点可以独立移动。图 20 中红色虚线表明裂纹传播过程假设元素只能被裂纹完全切割,因此其尖端永远不会位于一个单元内。Song 等^[132]详细介绍了这种方法的有效性和稳定性。这种简化方式的优势在于裂纹尖端不处于单元内,无须进行裂纹尖端的细分;同时,其缺点是无法表示裂纹尖端应力场的奇异性。因此, XFEM 方法最主要的缺点亦为面对复杂界面裂缝问题时的建模失效。

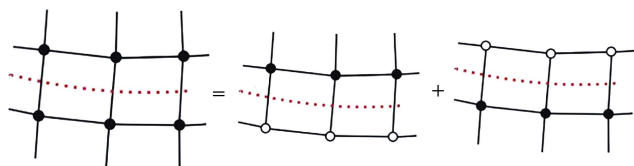


图 20 使用幻影节点的裂纹扩展模型^[127]

Fig.20 Crack propagation model using phantom nodes^[127]

另一种无须预制裂纹的模拟方法为建立内聚区模型 (CZM), 如图 21 所示。此方法同 VCCT, 亦无须在仿真过程中细化完善网格, 是从损伤力学角度建立起的计算模型。

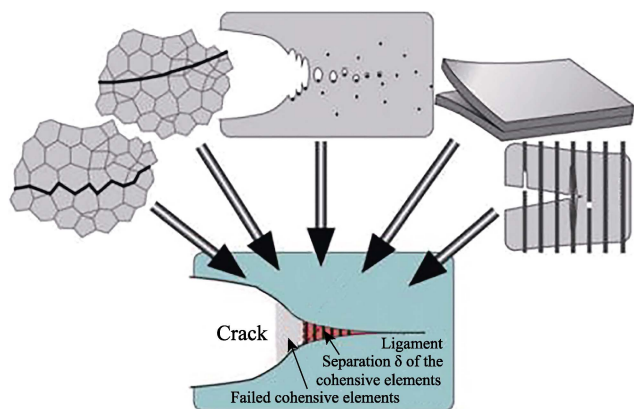


图 21 损伤位于界面的各种故障现象的内聚模型示意图^[133]

Fig.21 Schematic diagram of cohesive model of various fault phenomena with damage at interface^[133]

利用牵引和分离之间的软化关系,可解决基于界面刚度下降的能量耗散问题^[134-135]。在这种模型中,预定义的裂纹线可近似看作是一种粘性材料,使裂纹能够打开部分并仍然传递载荷。然后将这些载荷降低,以确保打开裂纹所需的总能量等于临界能量释放速率。因此,粘性模型既是计算裂纹是否打开的方法,也是实现实际裂纹扩展的方法,避免了对裂纹的预制,也简化了算法。由于仅需要定义裂纹的扩展线,所以裂纹最初可以是完全封闭的;因此, CZM 也适合于建模初始无裂纹材料的损伤过程。

由于 CZM 通过使用分离时界面的硬化-软化关系描述了界面的本构行为,并采用损伤力学而非单一的临界量,所以其缺点显而易见:在模型建立过程中

需要定义参数过多,且由此导致的计算成本很高^[25]。

实际上,以上 3 种主要的动态裂纹模拟扩展方式并不是完全独立的,它们可以联合使用,如 Fukumasu 等^[136]耦合了 XFEM 和 CZM 技术,再现了涂层系统在压痕载荷下的失效行为;亦经常结合标准有限元模型或实验手段进行涂层的综合模拟分析。

4.3 小结

本章介绍了不同维度、不同种类的几何模型以及在相关参数和边界条件下的标准有限元模型建立方法,其模拟重点在于如何表征涂层内部的裂纹扩展和热暴露下材料的变形。

针对涂层断裂/裂纹扩展现象存在的动态特性,在传统静态应力水平研究的基础上引入动态模拟裂纹扩展技术。本章详细总结了虚拟裂纹扩展技术、扩展有限元法及内聚区模型 3 种动态模拟技术原理,分析了不同技术在进行模拟时的优缺点。此类技术及技术间的联合应用是目前有限元模拟和涂层失效模式研究的未来发展方向。

5 结语

总结了近年来典型双层结构的热障涂层研究成果,整理了热障涂层在热-力-化学耦合条件下服役时内部发生的结构性能演变,梳理了复杂热应力场下涂层的失效机理及破坏判据理论,归纳了不同角度及理论结论支撑的涂层寿命预测模型,介绍了现阶段应用广泛的模拟技术,是目前热障涂层在复杂工况下自发开裂失效研究的原理串联,也为进一步研究热障涂层系统提供了支撑与引导。

然而,随着热障涂层研究的进一步深入,不难看出热障涂层仍有很大的研究和发展空间,在失效理论、模型建立及研发制备等方面仍存在一定的不足:诸多研究集中于典型双层结构的 YSZ 热障涂层,对其他新材料/新结构的热障涂层研究仍不够深入;所选研究背景不够贴近实际工况,过于简化的假定工作环境、界面形貌结构和理想化的裂纹扩展方式都可能会导致理论模型结果与实际情况产生较大差异;单一的模拟手段和不够丰富的数据库也可能导致模拟结果的参考价值降低;同时,随着制备技术的发展,更新了制备工艺的热障涂层需要进行相应的结构与性能研究;目前新材料/新结构热障涂层容易存在明显的性能缺陷,相关研发领域仍需进一步探索。针对以上存在的问题,本文提出以下可能的完善思路:

1) 引入外界重要失效因素:为丰富热障涂层系统失效理论、完善寿命模型、提高模型在实际工况下的适用性,应引入热障涂层在实际应用中外界诸多不可控的重要失效因素,如 CMAS 腐蚀、异物侵蚀等。

2) 完善理论模型求解方式:为提高热学及化学理论在模型中的影响比重,解决热力耦合本构模型

与应力断裂模型间的非线性效应和多重耦合效应难题, 完善理论模型的求解方式。

3) 丰富模拟手段及数据库: 为增强模拟结果的可靠性, 应进一步丰富模拟手段并健全数据库。

4) 开发新型材料及特殊结构: 烧绿石结构锆酸镧、稀土元素掺杂等都是目前研究的重点领域, 开发高隔热、长寿命、能够突破 1 200 °C 温度限制的新型材料势在必行。

5) 更新制备工艺: 在经典的 APS、EB-PVD 制备工艺基础上, 发展 PS-PVD、电子束熔覆、化学镀等新型工艺或改进工艺参数。

6) 涂层组织纳米化: 随着纳米技术的持续发展, 纳米涂层也是可以研究的重点领域。

参考文献:

- [1] COURCIER C, MAUREL V, RÉMY L, et al. Interfacial Damage Based Life Model for EB-PVD Thermal Barrier Coating[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2011, 205(13-14): 3763-3773.
- [2] PARK K, KIM K, KIM D, et al. Failure Mechanism of Plasma-Sprayed Thermal Barrier Coatings under High-Temperature Isothermal Aging Conditions[J]. *Ceramics International*, 2021, 47(11): 15883-15900.
- [3] CAO X Q, VASSEN R, STOEVEER D. Ceramic Materials for Thermal Barrier Coatings[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2004, 24(1): 1-10.
- [4] DAS B, GOPINATH M, NATH A K, et al. Effect of Cooling Rate on Residual Stress and Mechanical Properties of Laser Remelted Ceramic Coating[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2018, 38(11): 3932-3944.
- [5] KYAW S, JONES A, HYDE T. Predicting Failure within TBC System: Finite Element Simulation of Stress within TBC System as Affected by Sintering of APS TBC, Geometry of Substrate and Creep of TGO[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2013, 27: 150-164.
- [6] WANG Y, ZHANG W Q, SUN X G, et al. Finite Element Simulation of Stress Distribution and Development in 8YSZ and Double-Ceramic-Layer $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7/8\text{YSZ}$ Thermal Barrier Coatings during Thermal Shock[J]. *Applied Surface Science*, 2012, 258(8): 3540-3551.
- [7] WANG L, YANG J S, NI J X, et al. Influence of Cracks in APS-TBCS on Stress around TGO during Thermal Cycling: A Numerical Simulation Study[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2016, 285: 98-112.
- [8] ZHANG B, CHEN Kui-ying, BADDOUR N. Stress Models for Electron Beam-Physical Vapor Deposition Thermal Barrier Coatings Using Temperature-Process-Dependent Model Parameters[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2021, 41(11): 5658-5674.
- [9] NYCHKA J A, XU T, CLARKE D R, et al. The Stresses and Distortions Caused by Formation of a Thermally Grown Alumina: Comparison between Measurements and Simulations[J]. *Acta Materialia*, 2004, 52(9): 2561-2568.
- [10] KITAZAWA R, KAKISAWA H, KAGAWA Y. Anisotropic TGO Morphology and Stress Distribution in EB-PVD $\text{Y}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ Thermal Barrier Coating after In-Phase Thermo-Mechanical Test[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2014, 238: 68-74.
- [11] HERNANDEZ M T, KARLSSON A M, BARTSCH M. On TGO Creep and the Initiation of a Class of Fatigue Cracks in Thermal Barrier Coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2009, 203(23): 3549-3558.
- [12] ZHANG Y Y, DENG H X, SHI H J, et al. Failure Characteristics and Life Prediction for Thermally Cycled Thermal Barrier Coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2012, 206(11-12): 2977-2985.
- [13] EVANS A G, MUMM D R, HUTCHINSON J W, et al. Mechanisms Controlling the Durability of Thermal Barrier Coatings[J]. *Progress in Materials Science*, 2001, 46(5): 505-553.
- [14] 周思博, 吴敬涛, 邓文亮, 等. EB-PVD 热障涂层系统界面应力的理论分析[J]. *表面技术*, 2020, 49(3): 189-198.
ZHOU Si-bo, WU Jing-tao, DENG Wen-liang, et al. Analytic Research on Interface Stress of EB-PVD Thermal Barrier Coatings[J]. *Surface Technology*, 2020, 49(3): 189-198.
- [15] ZHANG B C, CHEN Kui-ying, BADDOUR N, et al. Failure and Life Evaluation of EB-PVD Thermal Barrier Coatings Using Temperature-Process-Dependent Model Parameters[J]. *Corrosion Science*, 2019, 156: 1-9.
- [16] 周长春. 热障涂层界面失效与氧化层应力演变的关联研究[D]. 湘潭: 湘潭大学, 2014.
ZHOU Chang-chun. The correlation of residual stress in TGO with interface failure of thermal barrier coatings[D]. Xiangtan: Xiangtan University, 2014.
- [17] WANG X, ATKINSON A. Piezo-Spectroscopic Mapping of the Thermally Grown Oxide in Thermal Barrier Coatings[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 465(1-2): 49-58.
- [18] 王志平, 林小娉, 贾鹏, 等. 等离子喷涂热障涂层热震失效过程及残余应力分析[J]. *材料热处理学报*, 2012, 33(4): 116-120.
WANG Zhi-ping, LIN Xiao-ping, JIA Peng, et al. Thermal Shock Failure and Residual Stresses Analysis of Thermal Barrier Coatings by Atmospheric Plasma Spray[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2012, 33(4): 116-120.
- [19] LEE M J, LEE B C, LIM J G, et al. Residual Stress Analysis of the Thermal Barrier Coating System by Considering the Plasma Spraying Process[J]. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2014, 28(6): 2161-2168.
- [20] WEYANT C M, ALMER J, FABER K T. Through-Thickness Determination of Phase Composition and Residual Stresses in Thermal Barrier Coatings Using High-

- Energy X-Rays[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(3): 943-951.
- [21] 龙芸, 史历程, 王慧杰, 等. 基于机器视觉的热障涂层内部裂纹在线检测方法及其传热特性研究[J]. *热能动力工程*, 2021, 36(9): 201-208, 227.
- LONG Yun, SHI Li-cheng, WANG Hui-jie, et al. Study of Internal Crack Detection Method Based on Machine Vision and Heat Transfer Characteristics of Thermal Barrier Coatings[J]. *Journal of Engineering for Thermal Energy and Power*, 2021, 36(9): 201-208, 227.
- [22] PAN Bing. Digital Image Correlation for Surface Deformation Measurement: Historical Developments, Recent Advances and Future Goals[J]. *Measurement Science and Technology*, 2018, 29(8): 082001.
- [23] WANG Li, WANG Hai-dou, DI Yue-lan, et al. Research on Strain Distribution and Damage Behavior of Thermal Barrier Coatings Based on Digital Image Correlation[J]. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2020, 17(5): 2156-2161.
- [24] BUMGARDNER C, CROOM B, LI Xiao-dong. High-Temperature Delamination Mechanisms of Thermal Barrier Coatings: *In-Situ* Digital Image Correlation and Finite Element Analyses[J]. *Acta Materialia*, 2017, 128: 54-63.
- [25] HU Zhong-chao, LIU Bin, WANG Liang, et al. Research Progress of Failure Mechanism of Thermal Barrier Coatings at High Temperature via Finite Element Method[J]. *Coatings*, 2020, 10(8): 732.
- [26] WANG Lin, DENG Chen, DING Kun-ying, et al. Model Construction and Effect of Thermally Grown Oxide Dynamic Growth on Distribution of Thermal Barrier Coatings[J]. *Ceramics International*, 2021, 47(13): 18385-18396.
- [27] ABDELGAWAD A, AL-ATHEL K, ALBINMOUSA J. Analysis of Crack Initiation and Propagation in Thermal Barrier Coatings Using SEM-Based Geometrical Model with Extended Finite Element Method[J]. *Ceramics International*, 2021, 47(23): 33140-33151.
- [28] ABDELGAWAD A, AL-ATHEL K. Effect of TGO Thickness, Pores, and Creep on the Developed Residual Stresses in Thermal Barrier Coatings under Cyclic Loading Using SEM Image-Based Finite Element Model[J]. *Ceramics International*, 2021, 47(14): 20064-20076.
- [29] BÄKER M, SEILER P. A Guide to Finite Element Simulations of Thermal Barrier Coatings[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2017, 26(6): 1146-1160.
- [30] ZHU W, YANG L, GUO J W, et al. Determination of Interfacial Adhesion Energies of Thermal Barrier Coatings by Compression Test Combined with a Cohesive Zone Finite Element Model[J]. *International Journal of Plasticity*, 2015, 64: 76-87.
- [31] 李美姮, 张重远, 孙晓峰, 等. EB-PVD 热障涂层的热循环失效机理[J]. *材料工程*, 2002, 30(8): 20-23.
- LI Mei-heng, ZHANG Zhong-yuan, SUN Xiao-feng, et al. Failure Mechanism of EB-PVD Thermal Barrier Coating Subjected to Thermal Cycling[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2002, 30(8): 20-23.
- [32] TORIGOE T, OGUMA H, OKADA I, et al. Fundamental Coating Development Study to Improve the Isothermal Oxidation Resistance and Thermal Cycle Durability of Thermal Barrier Coatings[J]. *Materials Science Forum*, 2006, 522-523: 247-254.
- [33] 郭洪波, 宫声凯, 徐惠彬, 等. EB—PVD 梯度热障涂层的制备及其热疲劳性能[J]. *金属学报*, 2000, 36(7): 703-706.
- GUO Hong-bo, GONG Sheng-kai, XU Hui-bin, et al. Development of eb-Pvd Gradient Thermal Barrier Coatings and Their Thermaligue Behmiors[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2000, 36(7): 703-706.
- [34] CHOI S R, HUTCHINSON J W, EVANS A G. Delamination of Multilayer Thermal Barrier Coatings[J]. *Mechanics of Materials*, 1999, 31(7): 431-447.
- [35] NAUMENKO D, PILLAI R, CHYRKIN A, et al. Overview on Recent Developments of Bondcoats for Plasma-Sprayed Thermal Barrier Coatings[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2017, 26(8): 1743-1757.
- [36] LIU Yan-kuan, LIU Ying-hui, LOURS P, et al. Influence of Isothermal Aging Conditions on APS TBC'S Interfacial Fracture Toughness[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2017, 313: 417-424.
- [37] 刘连胜, 张晗星, 刘晓磊, 等. 面向飞机辅助动力装置在翼剩余寿命预测的性能参数扩增方法[J]. *仪器仪表学报*, 2020, 41(7): 107-116.
- LIU Lian-sheng, ZHANG Han-xing, LIU Xiao-lei, et al. Performance Parameter Augment Method for On-Wing Remaining Useful Life Prediction of Aircraft Auxiliary Power Unit[J]. *Chinese Journal of Scientific Instrument*, 2020, 41(7): 107-116.
- [38] JACKSON R D, TAYLOR M P, EVANS H E, et al. Oxidation Study of an EB-PVD MCrAlY Thermal Barrier Coating System[J]. *Oxidation of Metals*, 2011, 76(3): 259-271.
- [39] 王璐璐, 刘延宽, 王志平, 等. 热障涂层在飞机 APU 中的应用、失效形式与维护方法[J]. *表面技术*, 2022, 51(6): 170-179, 203.
- WANG Lu-lu, LIU Yan-kuan, WANG Zhi-ping, et al. Application, Failure Modes and Maintenance Methods of Thermal Barrier Coatings in Aircraft APU[J]. *Surface Technology*, 2022, 51(6): 170-179, 203.
- [40] 王铁军, 范学领, 孙永乐, 等. 重型燃气轮机高温透平叶片热障涂层系统中的应力和裂纹问题研究进展[J]. *固体力学学报*, 2016, 37(6): 477-517.
- WANG Tie-jun, FAN Xue-ling, SUN Yong-le, et al. The Stresses and Cracks in Thermal Barrier Coating System: A Review[J]. *Chinese Journal of Solid Mechanics*, 2016, 37(6): 477-517.
- [41] TAWANCY H M. On the Degradation Modes and Oxidation Behavior of Platinum Aluminide Bond Coats in Thermal Barrier Coating Used as Surface Protection System for a Turbine Blade Superalloy[J]. *Oxidation of*

- Metals, 2014, 81(1): 237-252.
- [42] EVANS A G, CLARKE D R, LEVI C G. The Influence of Oxides on the Performance of Advanced Gas Turbines[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2008, 28(7): 1405-1419.
- [43] 刘跃专. 氧化对热障涂层微观力学性能和界面微结构的影响[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2016.
LIU Yue-zhuan. Effects of Oxidation on Micromechanical Properties and Interfacial Microstructures of Thermal Barrier Coatings[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2016.
- [44] PINT B A. On the Formation of Interfacial and Internal Voids in α Scales[J]. Oxidation of Metals, 1997, 48(3): 303-328.
- [45] GRABKE H J, BRUMM M W, WAGEMANN B. The Oxidation of NiAl[J]. Werkstoffe Und Korrosion, 1996, 47(12): 675-677.
- [46] BRUMM M W, GRABKE H J. Oxidation Behaviour of NiAl—II. Cavity Formation beneath the Oxide Scale on NiAl of Different Stoichiometries[J]. Corrosion Science, 1993, 34(4): 547-561.
- [47] 李美姮, 张重远, 孙晓峰, 等. 电子束物理气相沉积热障涂层的高温氧化行为[J]. 金属学报, 2002, 38(9): 989-993.
LI Mei-heng, ZHANG Zhong-yuan, SUN Xiao-feng, et al. High Temperature Oxidation Behavior of a Ebpyd Thermal Barrier Coating[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 38(9): 989-993.
- [48] 韩玉君. 热喷涂热障涂层的界面化合物组成控制及其高温失效机理研究[D]. 天津: 天津大学, 2013.
HAN Yu-jun. Research on the Controlling of the Compound Composition at the Interface of Thermal Barrier Coatings Deposited by Thermal Spraying Process and its Failure Mechanism of High Temperature[D]. Tianjin: Tianjin University, 2013.
- [49] 邱琳. 热障涂层粘结层成分优化设计研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2014.
QIU Lin. Studies on Composition Optimizing of Bond Coat in Thermal Barrier Coatings[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2014.
- [50] 余春堂. 热障涂层体系金属粘接层界面失效及改性机理研究[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2019.
YU Chun-tang. Research on BC/TC Interfacial Failure and Modification Mechanism of Metallic Bond Coat for Thermal Barrier Coatings[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2019.
- [51] MILLER R A. Progress Toward Life Modeling of Thermal Barrier Coatings for Aircraft Gas Turbine Engines[J]. Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, 1987, 109(4): 448-451.
- [52] JING Fu-lei, YANG Jun-jie, YANG Zheng-mao, et al. Critical Compressive Strain and Interfacial Damage Evolution of EB-PVD Thermal Barrier Coating[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 776: 139038.
- [53] WEN Mei, JORDAN E H, GELL M. Effect of Temperature on Rumpling and Thermally Grown Oxide Stress in an EB-PVD Thermal Barrier Coating[J]. Surface and Coatings Technology, 2006, 201(6): 3289-3298.
- [54] BUSO E P, QIAN Z Q. A Mechanistic Study of Microcracking in Transversely Isotropic Ceramic-Metal Systems[J]. Acta Materialia, 2006, 54(2): 325-338.
- [55] HE M Y, EVANS A G, HUTCHINSON J W. The Ratcheting of Compressed Thermally Grown Thin Films on Ductile Substrates[J]. Acta Materialia, 2000, 48(10): 2593-2601.
- [56] TOLPYGO V K, CLARKE D R. Surface Rumpling of a (Ni, Pt)Al Bond Coat Induced by Cyclic Oxidation[J]. Acta Materialia, 2000, 48(13): 3283-3293.
- [57] MUMM D R, EVANS A G, SPITSBERG I T. Characterization of a Cyclic Displacement Instability for a Thermally Grown Oxide in a Thermal Barrier System[J]. Acta Materialia, 2001, 49(12): 2329-2340.
- [58] HE M Y, HUTCHINSON J W, EVANS A G. Large Deformation Simulations of Cyclic Displacement Instabilities in Thermal Barrier Systems[J]. Acta Materialia, 2002, 50(5): 1063-1073.
- [59] TOLPYGO V, CLARKE D. On the Rumpling Mechanism in Nickel-Aluminide coatings Part I: An Experimental Assessment[J]. Acta Materialia, 2004, 52(17): 5115-5127.
- [60] TOLPYGO V, CLARKE D. On the Rumpling Mechanism in Nickel-Aluminide coatings Part II: Characterization of Surface Undulations and Bond Coat Swelling[J]. Acta Materialia, 2004, 52(17): 5129-5141.
- [61] EVANS H E. Oxidation Failure of TBC Systems: An Assessment of Mechanisms[J]. Surface and Coatings Technology, 2011, 206(7): 1512-1521.
- [62] XIE Liang-de, SOHN Y, JORDAN E H, et al. The Effect of Bond Coat Grit Blasting on the Durability and Thermally Grown Oxide Stress in an Electron Beam Physical Vapor Deposited Thermal Barrier Coating[J]. Surface and Coatings Technology, 2003, 176(1): 57-66.
- [63] WANG Xin, ZHEN Zhen, HUANG Guang-hong, et al. Thermal Cycling of EB-PVD TBCS Based on YSZ Ceramic Coat and Diffusion Aluminide Bond Coat[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 873: 159720.
- [64] YU Q M, ZHOU H L, WANG L B. Influences of Interface Morphology and Thermally Grown Oxide Thickness on Residual Stress Distribution in Thermal Barrier Coating System[J]. Ceramics International, 2016, 42(7): 8338-8350.
- [65] TOLPYGO V K, CLARKE D R, MURPHY K S. Evaluation of Interface Degradation during Cyclic Oxidation of EB-PVD Thermal Barrier Coatings and Correlation with TGO Luminescence[J]. Surface and Coatings Technology, 2004, 188-189: 62-70.
- [66] RAJASEKARAN B, MAUER G, VABEN R. Enhanced Characteristics of HVOF-Sprayed MCrAlY Bond Coats

- for TBC Applications[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2011, 20(6): 1209-1216.
- [67] ABDELDAIM H, EL MAHALLAWY N. The Effect of Sol-Gel Al_2O_3 Interlayer on Oxidation Behaviour of TBC System[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2018, 350: 469-479.
- [68] REN Xiao-rui, PAN Wei. Mechanical Properties of High-Temperature-Degraded Yttria-Stabilized Zirconia[J]. *Acta Materialia*, 2014, 69: 397-406.
- [69] PARK H M, JUN S H, LYU Guan-lin, et al. Thermal Durability of Thermal Barrier Coatings in Furnace Cyclic Thermal Fatigue Test: Effects of Purity and Monoclinic Phase in Feedstock Powder[J]. *Journal of the Korean Ceramic Society*, 2018, 55(6): 608-617.
- [70] SCHULZ U. Phase Transformation in EB-PVD Yttria Partially Stabilized Zirconia Thermal Barrier Coatings during Annealing[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2004, 83(4): 904-910.
- [71] RÄTZER-SCHEIBE H J, SCHULZ U. The Effects of Heat Treatment and Gas Atmosphere on the Thermal Conductivity of APS and EB-PVD PYSZ Thermal Barrier Coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2007, 201(18): 7880-7888.
- [72] CERNUSCHI F, BISON P G, MARINETTI S, et al. Thermophysical, Mechanical and Microstructural Characterization of Aged Free-Standing Plasma-Sprayed Zirconia Coatings[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(16): 4477-4488.
- [73] 唐春华, 李广荣, 刘梅军, 等. 等离子喷涂 $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 热障涂层高温烧结的硬化行为[J]. *中国表面工程*, 2020, 33(2): 119-126.
- TANG Chun-hua, LI Guang-rong, LIU Mei-jun, et al. Sintering-Stiffening Behavior of Plasma Sprayed $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ Thermal Barrier Coatings during High Temperature Exposure[J]. *China Surface Engineering*, 2020, 33(2): 119-126.
- [74] 陈林, 杨冠军, 李成新, 等. 热喷涂陶瓷涂层的耐磨应用及涂层结构调控方法[J]. *现代技术陶瓷*, 2016, 37(1): 3-21.
- CHEN Lin, YANG Guan-jun, LI Cheng-xin, et al. Thermally Sprayed Ceramic Coatings for Wear-Resistant Application and Coating Structure Tailoring towards Advanced Wear-Resistant Coatings[J]. *Advanced Ceramics*, 2016, 37(1): 3-21.
- [75] LI Guang-rong, YANG Guan-jun, LI Cheng-xin, et al. Sintering Characteristics of Plasma-Sprayed TBCs: Experimental Analysis and an Overall Modelling[J]. *Ceramics International*, 2018, 44(3): 2982-2990.
- [76] GUO Shu-qi, KAGAWA Y. Effect of Thermal Exposure on Hardness and Young's Modulus of EB-PVD Yttria-Partially-Stabilized Zirconia Thermal Barrier Coatings[J]. *Ceramics International*, 2006, 32(3): 263-270.
- [77] 刘胜利, 宋冠禹, 高峰, 等. 热循环对热障涂层力学性能的影响[J]. *材料热处理学报*, 2021, 42(10): 150-156.
- LIU Sheng-li, SONG Guan-yu, GAO Feng, et al. Effect of Thermal Cycling on Mechanical Properties of Thermal Barrier Coatings[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2021, 42(10): 150-156.
- [78] CLARKE D R, LEVI C G. Materials Design for the Next Generation Thermal Barrier Coatings[J]. *Annual Review of Materials Research*, 2003, 33: 383-417.
- [79] ZHANG Wei-wei, LI Guang-rong, ZHANG Qiang, et al. Comprehensive Damage Evaluation of Localized Spallation of Thermal Barrier Coatings[J]. *Journal of Advanced Ceramics*, 2017, 6(3): 230-239.
- [80] CHOI S R, ZHU Dong-ming, MILLER R A. Effect of Sintering on Mechanical Properties of Plasma-Sprayed Zirconia-Based Thermal Barrier Coatings[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2005, 88(10): 2859-2867.
- [81] PAUL S. Stiffness of Plasma Sprayed Thermal Barrier Coatings[J]. *Coatings*, 2017, 7(5): 68.
- [82] 刘延宽, 许婧, 李尧, 等. Eu^{3+} 掺杂对 YSZ 热障涂层隔热性能与涂层界面断裂韧性的影响研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2021, 50(5): 1699-1705.
- LIU Yan-kuan, XU Jing, LI Yao, et al. Effect of Eu^{3+} Doping on Thermal Insulation Property and Interfacial Fracture Toughness of YSZ Thermal Barrier Coatings[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2021, 50(5): 1699-1705.
- [83] 曹学强. 热障涂层新材料和新结构[M]. 北京: 科学出版社, 2016.
- CAO Xue-qiang. *New Materials and Structures of Thermal Barrier Coatings*[M]. Beijing: Science Press, 2016.
- [84] TIAN Y S, CHEN C Z, WANG D Y, et al. Recent Developments in Zirconia Thermal Barrier Coatings[J]. *Surface Review and Letters*, 2005, 12(3): 369-378.
- [85] BARGRASER C, MOHAN P, LEE K, et al. Life Approximation of Thermal Barrier Coatings via Quantitative Microstructural Analysis[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 549: 76-81.
- [86] YANAR N M, PETTIT F S, MEIER G H. Failure Characteristics during Cyclic Oxidation of Yttria Stabilized Zirconia Thermal Barrier Coatings Deposited via Electron Beam Physical Vapor Deposition on Platinum Aluminide and on NiCoCrAlY Bond Coats with Processing Modifications for Improved Performances[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2006, 37(5): 1563-1580.
- [87] CHEN X, HUTCHINSON J W, HE M Y, et al. On the Propagation and Coalescence of Delamination Cracks in Compressed Coatings: With Application to Thermal Barrier Systems[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(7): 2017-2030.
- [88] SKALKA P, SLÁMEČKA K, POKLUDA J, et al. Finite Element Simulation of Stresses in a Plasma-Sprayed Thermal Barrier Coating with a Crack at the TGO/Bond-Coat Interface[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2018, 337: 321-334.
- [89] RANJBAR-FAR M, ABSI J, MARIAUX G, et al. Effect of Residual Stresses and Prediction of Possible Failure

- Mechanisms on Thermal Barrier Coating System by Finite Element Method[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2010, 19(5): 1054-1061.
- [90] SONG Yan, ZHUAN Xin, WANG T J, et al. Thermal Stress in Fabrication of Thermal Barrier Coatings[J]. *Journal of Thermal Stresses*, 2014, 37(12): 1390-1415.
- [91] LI Guang-rong, LEI Juan, YANG Guan-jun, et al. Substrate-Constrained Effect on the Stiffening Behavior of Lamellar Thermal Barrier Coatings[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2018, 38(6): 2579-2587.
- [92] ZHANG Xian-cheng, WATANABE M, KURODA S. Effects of Processing Conditions on the Mechanical Properties and Deformation Behaviors of Plasma-Sprayed Thermal Barrier Coatings: Evaluation of Residual Stresses and Mechanical Properties of Thermal Barrier Coatings on the Basis of in Situ Curvature Measurement under a Wide Range of Spray Parameters[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(4): 1037-1047.
- [93] MEHBOOB G, LIU Mei-jun, XU Tong, et al. A Review on Failure Mechanism of Thermal Barrier Coatings and Strategies to Extend Their Lifetime[J]. *Ceramics International*, 2020, 46(7): 8497-8521.
- [94] CHAI Yi-jun, LIN Chen, WANG Xian, et al. Study on Stress Development in the Phase Transition Layer of Thermal Barrier Coatings[J]. *Materials*, 2016, 9(9): 773.
- [95] HILLE T S, TURTELTAUB S, SUIKER A S J. Oxide Growth and Damage Evolution in Thermal Barrier Coatings[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2011, 78(10): 2139-2152.
- [96] TOLPYGO V K, DRYDEN J R, CLARKE D R. Determination of the Growth Stress and Strain in α - Al_2O_3 Scales during the Oxidation of Fe-22Cr-4.8Al-0.3Y Alloy[J]. *Acta Materialia*, 1998, 46(3): 927-937.
- [97] SINGH J P, NAIR B G, RENUCH D P, et al. Damage Evolution and Stress Analysis in Zirconia Thermal Barrier Coatings during Cyclic and Isothermal Oxidation[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2004, 84(10): 2385-2393.
- [98] STIGER M, YANAR N M, TOPPING M, et al. Thermal Barrier Coatings for the 21st Century[J]. *Zeitschrift Fur Metallkunde*, 1999, 90: 1069-1078.
- [99] VABEN R, KERKHOFF G, STÖVER D. Development of a Micromechanical Life Prediction Model for Plasma Sprayed Thermal Barrier Coatings[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2001, 303(1-2): 100-109.
- [100] 万杰. 热障涂层体系断裂韧性和残余应力的压痕测试研究[D]. 湘潭: 湘潭大学, 2012.
- WAN Jie. Investigations on Fracture Toughness and Residual Stress of Thermal Barrier Coatings by Vickers Indentation Technique[D]. Xiangtan: Xiangtan University, 2012.
- [101] IRWIN G R. *Fracture in Handbuck der Physik* 6[M]. Berlin: Springer-Verlag, 1958.
- [102] HUTCHINSON R G, HUTCHINSON J W. Lifetime Assessment for Thermal Barrier Coatings: Tests for Measuring Mixed Mode Delamination Toughness[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2011, 94: s85-s95.
- [103] 罗丽荣. 大气等离子喷涂热障涂层界面、粘结层微观结构设计及失效机理研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2019.
- LUO Li-rong. Interface Design, Bond Coat Microstructure Optimization and Failure Mechanism Analysis of Air Plasma Sprayed Thermal Barrier Coatings[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2019.
- [104] HUTCHINSON J W, HE M Y, EVANS A G. The Influence of Imperfections on the Nucleation and Propagation of Buckling Driven Delaminations[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2000, 48(4): 709-734.
- [105] ZHAO X, LIU J, RICKERBY D S, et al. Evolution of Interfacial Toughness of a Thermal Barrier System with a Pt-Diffused γ/γ' Bond Coat[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(16): 6401-6411.
- [106] BUSO E P, WRIGHT L, EVANS H E, et al. A Physics-Based Life Prediction Methodology for Thermal Barrier Coating Systems[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(5): 1491-1503.
- [107] MILLER R A. Oxidation-Based Model for Thermal Barrier Coating Life[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1984, 67(8): 517-521.
- [108] GUAN Peng, AI Yan-ting, FEI Cheng-wei, et al. Thermal Fatigue Life Prediction of Thermal Barrier Coat on Nozzle Guide Vane via Master-Slave Model[J]. *Applied Sciences*, 2019, 9(20): 4357.
- [109] 魏洪亮, 杨晓光, 齐红宇. 等离子涂层涡轮导向叶片热疲劳寿命预测研究[J]. *航空动力学报*, 2008, 23(1): 1-8.
- WEI Hong-liang, YANG Xiao-guang, QI Hong-yu. Study on Thermal Fatigue Life Prediction for Plasma Sprayed Thermal Barrier Coatings on the Surface of Turbine Vane[J]. *Journal of Aerospace Power*, 2008, 23(1): 1-8.
- [110] KIM K, KIM D, PARK K, et al. Methodology for Predicting the Life of Plasma-Sprayed Thermal Barrier Coating System Considering Oxidation-Induced Damage[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 105: 45-56.
- [111] EVANS A G, HE M Y, HUTCHINSON J W. Mechanics-Based Scaling Laws for the Durability of Thermal Barrier Coatings[J]. *Progress in Materials Science*, 2001, 46(3-4): 249-271.
- [112] JONNALAGADDA K P, ERIKSSON R, LI Xin-hai, et al. Thermal Barrier Coatings: Life Model Development and Validation[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2019, 362: 293-301.
- [113] AGRAWAL A, KARLSSON A M. On the Reference Length and Mode Mixity for a Bimaterial Interface[J]. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 2007, 129(4): 580-587.
- [114] YANG Shun, YUAN Huang, ZENG Wu, et al. Chemo-Thermo-Mechanical Modeling of EB-PVD TBC Failure

- Subjected to Isothermal and Cyclic Thermal Exposures[J]. International Journal of Fatigue, 2020, 141: 105817.
- [115] JONNALAGADDA K P, ERIKSSON R, LI Xin-hai, et al. Fatigue Life Prediction of Thermal Barrier Coatings Using a Simplified Crack Growth Model[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2019, 39(5): 1869-1876.
- [116] WEI Zhi-yuan, CAI H. Stress States and Crack Behavior in Plasma Sprayed TBCS Based on a Novel Lamellar Structure Model with Real Interface Morphology[J]. Ceramics International, 2019, 45(14): 16948-16962.
- [117] WEI Zhi-yuan, CAI Hong-neng. Comprehensive Effects of TGO Growth on the Stress Characteristic and Delamination Mechanism in Lamellar Structured Thermal Barrier Coatings[J]. Ceramics International, 2020, 46(2): 2220-2237.
- [118] SFAR K, AKTAA J, MUNZ D. Numerical Investigation of Residual Stress Fields and Crack Behavior in TBC Systems[J]. Materials Science and Engineering: A, 2002, 333(1-2): 351-360.
- [119] AKTAA J, SFAR K, MUNZ D. Assessment of TBC Systems Failure Mechanisms Using a Fracture Mechanics Approach[J]. Acta Materialia, 2005, 53(16): 4399-4413.
- [120] BUSSO E P, LIN J, SAKURAI S. A Mechanistic Study of Oxidation-Induced Degradation in a Plasma-Sprayed Thermal Barrier Coating System[J]. Acta Materialia, 2001, 49(9): 1529-1536.
- [121] BUSSO E P, LIN J, SAKURAI S, et al. A Mechanistic Study of Oxidation-Induced Degradation in a Plasma-Sprayed Thermal Barrier Coating System[J]. Acta Materialia, 2001, 49(9): 1515-1528.
- [122] CHABOCHE J L, LESNE P M. A non-Linear Continuous Fatigue Damage Model[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures, 1988, 11(1): 1-17.
- [123] RÖSLER J, BÄKER M, AUFZUG K. A Parametric Study of the Stress State of Thermal Barrier Coatings[J]. Acta Materialia, 2004, 52(16): 4809-4817.
- [124] SHEN Q, YANG L, ZHOU Y C, et al. Effects of Growth Stress in Finite-Deformation Thermally Grown Oxide on Failure Mechanism of Thermal Barrier Coatings[J]. Mechanics of Materials, 2017, 114: 228-242.
- [125] NAYEBPASHAEE N, SEYEDEIN S H, ABOUTALEBI M R, et al. Finite Element Simulation of Residual Stress and Failure Mechanism in Plasma Sprayed Thermal Barrier Coatings Using Actual Microstructure as the Representative Volume[J]. Surface and Coatings Technology, 2016, 291: 103-114.
- [126] SKALKA P, SLÁMEČKA K, POKLUDA J, et al. Stability of Plasma-Sprayed Thermal Barrier Coatings: The Role of the Waviness of the Bond Coat and the Thickness of the Thermally Grown Oxide Layer[J]. Surface and Coatings Technology, 2015, 274: 26-36.
- [127] BÄKER M, REESE S, SILBERSCHMIDT V. Simulation of Crack Propagation under Mixed-Mode Loading[J]. Handbook of Mechanics of Materials, 1465-1502.
- [128] WAKUI T, MALZBENDER J, STEINBRECH R W. Strain Dependent Stiffness of Plasma Sprayed Thermal Barrier Coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2006, 200(16-17): 4995-5002.
- [129] CHAI Yi-jun, LIN Chen, LI Yue-ming. Effects of Creep-Plastic Behavior on Stress Development in TBCS during Cooling[J]. Ceramics International, 2017, 43(15): 11627-11634.
- [130] WANG L, LI D C, YANG J S, et al. Modeling of Thermal Properties and Failure of Thermal Barrier Coatings with the Use of Finite Element Methods: A Review[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2016, 36(6): 1313-1331.
- [131] SUN Yang, LIU Ma-bao. Analysis of the Crack Penetration/Deflection at the Interfaces in the Intelligent Coating System Utilizing Virtual Crack Closure Technique[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2015, 133: 152-162.
- [132] SONG J H, AREIAS P M A, BELYTSCHKO T. A Method for Dynamic Crack and Shear Band Propagation with Phantom Nodes[J]. International Journal for Numerical Methods in Engineering, 2006, 67(6): 868-893.
- [133] SCHEIDER I, BROCKS W. Cohesive Elements for Thin-Walled Structures[J]. Computational Materials Science, 2006, 37(1-2): 101-109.
- [134] MCGARRY J P, Ó MÁIRTÍN É, PARRY G, et al. Potential-Based and Non-Potential-Based Cohesive Zone Formulations under Mixed-Mode Separation and Over-Closure. Part I: Theoretical Analysis[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2014, 63: 336-362.
- [135] MÁIRTÍN É Ó, PARRY G, BELTZ G E, et al. Potential-Based and Non-Potential-Based Cohesive Zone Formulations under Mixed-Mode Separation and Over-Closure-Part II: Finite Element Applications[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2014, 63: 363-385.
- [136] FUKUMASU N K, SOUZA R M. Numerical Evaluation of Cohesive and Adhesive Failure Modes during the Indentation of Coated Systems with Compliant Substrates[J]. Surface and Coatings Technology, 2014, 260: 266-271.

责任编辑：马梦遥